

Zyklisches Verhalten metastabiler  
austenitischer Feinbleche in  
Abhängigkeit des Umformgrades

**Dissertation**

Zur Erlangung des Grades eines

Doktor-Ingenieurs

vorgelegt von

Diplom Ingenieur Timothy Mark Medhurst  
aus Düsseldorf

genehmigt von der

Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau  
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung:

17.04.2014



## **Vorwort und Danksagung**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Maschinelle Anlagentechnik und Betriebsfestigkeit der TU-Clausthal.

Zu dieser Anstellung kam ich durch den freundlichen Hinweis meines Freundes Dr.-Ing. Kai Lütkepohl auf die vakante Stelle, er ist sozusagen der Initiator meines wissenschaftlichen Werdegangs. Daher gilt ihm der erste Dank.

Bei der Prüfungskommission, bestehend aus Prof. Dr.-Ing. A. Esters, Institutsleiter des IMAB der TU-Clausthal als Hauptberichterstatter, Prof. Dr.-Ing. B.-A. Behrens, Institutsleiter des IMFUM der Leibniz Universität Hannover als Korreferent und Prof. Dr.-Ing. N. Müller, Institut für Maschinenwesen der TU-Clausthal als Vorsitzender der Prüfungskommission danke ich für die mit der Prüfung verbundenen Mühen und Gutachten.

Ohne die Kollegen des IMAB, die mir stets mit Rat und Hilfe zur Seite standen wäre diese Arbeit ebenfalls gescheitert. Insbesondere möchte ich daher Dr.-Ing. Rainer Masendorf, Dr.-Ing. Rainer Wagner und Karin Friedrichs sowie der gesamten Werkstatt danken.

Weitere großzügige fachliche Unterstützung habe ich durch die Kollegen und Mitarbeiter des IFUM (Leibniz Universität Hannover) während und nach dem SFB675 erfahren, besonders zu erwähnen sind hier Dr.-Ing. Sven Hübner, Dr.-Ing. Kathrin Voges-Schwieger und Dr.-Ing. Katrin Weilandt/Plorin.

Und vielen, vielen anderen Personen, die mich fachlich/moralisch unterstützt haben, aber zu zahlreich sind, um sie hier zu nennen. Ich denke, dass die Betroffenen wissen, wer sie sind. Danke.

Stuttgart, im April 2014

Timothy Medhurst

## **Zusammenfassung**

The cyclic characteristics of three metastable austenitic thin sheet steels were experimentally analysed with the aim of describing the influence of static preforming as well as cyclic hardening on the cyclic strain response. The materials were subjected to varying amounts of pre-stretching before commencing fully reversed strain controlled cyclic testing to describe the influence of the quasi-static and cyclic strain induced martensitic transformation in the metals. Testing was undertaken using single load step- as well as Incremental Step Tests with total strain amplitudes of up to 0,8% for each level of pre-stretch. Plastic strain controlled tests were also undertaken at various levels of pre-stretch.

The analyses of metallographically prepared specimens show a level of martensite formation that corresponds well to the cyclicly determined properties after pre-stretching. The strongly changing cyclic properties during strain controlled testing corresponded well to the microstructure of the specimens.

A mathematical model was developed to derive the cyclic stress-strain curves and their parameters in dependance of the amount of pre-stretch and forming based on the degree of equivalent deformation  $\varphi_v$ . The achieved degree of accuracy in the prediction of the cyclic stress-strain curves is very good, making this method suitable for the prediction of the forming influence on the cyclic characteristics. Strain-life curves were also analysed and their prediction in dependance on the degree of forming predicted and compared to the experimental results.



# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>2</b>
<b>3</b>	<b>Stand der Technik</b>	<b>7</b>
3.1	Eigenschaften der Edelstähle . . . . .	18
3.2	Umwandlungsvorgänge in austenitischen CrNi-Stählen	27
3.3	Austenitstabilität und Umwandlungsvorgänge . . . .	29
3.4	Mikrostruktur von Cr-Ni Stählen . . . . .	35
3.5	Zyklisches Werkstoffverhalten . . . . .	40
3.6	Zyklisches Verhalten anderer Werkstoffe . . . . .	54
3.7	Versuchstechnik . . . . .	59
<b>4</b>	<b>Aufgabenstellung</b>	<b>67</b>
<b>5</b>	<b>Untersuchte Werkstoffe</b>	<b>71</b>
<b>6</b>	<b>Zyklische Eigenschaften</b>	<b>75</b>
6.1	zyklische Kennwerte, Incremental Step Test . . . . .	75
6.2	zyklische Kennwerte, Einstufenversuche . . . . .	78
6.3	Vorreckungseinfluss auf zyklische Kennwerte . . . . .	80
6.4	Vorhersage zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven in Abhängigkeit der Vorreckung . . . . .	81
6.5	Vorreckungseinfluss auf Dehnungswöhlerlinien . . . .	91
6.6	Transientes Verhalten, Totaldehnungsregelung . . . .	99
6.7	Transientes Verhalten, plastische Dehnungsregelung .	111
6.8	Werkstoffkundliche Untersuchungen . . . . .	117
6.9	Energiebetrachtung . . . . .	132
6.10	Zusammenfassung der zyklischen Eigenschaften . . .	144

<b>A</b>	<b>zyklische Koeffizienten</b>	<b>146</b>
A.1	zyklischer Verfestigungsexponent und Verfestigungskoeffizient . . . . .	146
A.2	zyklische Dehngrenze in Abhängigkeit der Vorreckung	147
<b>B</b>	<b>Zyklische Kennwerte EN 1.4301</b>	<b>150</b>
B.1	Einstufenversuche . . . . .	150
B.2	Wechselverformungskurve, Einstufenversuche . . . .	166
B.3	Wechselverformungskurven, plastisch dehnungsgeregelte Versuche . . . . .	173
B.4	Wechselverformungskurven Incremental Step Test, verschiedene Vorreckungszustände . . . . .	179
B.5	Veränderung ZSDK über Lebensdauer, IST Versuche	183
<b>C</b>	<b>Zyklische Kennwerte EN 1.4404 aus Einstufenversuch und IST</b>	<b>191</b>
C.1	Veränderung ZSDKs über Lebensdauer, IST . . . . .	203
C.2	Wechselverformungskurven aus IST, verschiedene Vorreckungszustände . . . . .	207
C.3	Wechselverformungskurven Einstufenversuch . . . . .	211
<b>D</b>	<b>Zyklische Kennwerte EN 1.4571 aus Einstufenversuch und IST</b>	<b>219</b>
D.1	Anlieferungszustand . . . . .	219
D.2	5% gereckt . . . . .	221
D.3	10% gereckt . . . . .	223
D.4	15% gereckt . . . . .	223
<b>E</b>	<b>Abbildungen Verlustenergiedichte</b>	<b>227</b>
<b>F</b>	<b>Umkehrpunktfolge IST</b>	<b>232</b>



# 1 Einleitung

Die optimale Ausnutzung der von Werkstoffen bereitgestellten Festigkeit stellt eine große Herausforderung an die moderne Konstruktion dar. Nur mit Hilfe einer zuverlässigen Aussage über die Lebensdauer einer Feinblechstruktur kann das vorhandene Leichtbaupotential effektiv in einem realen Bauteil umgesetzt werden. Die sichere Vermeidung eines vorzeitigen Anrisses bei gleichzeitiger hoher Ausnutzung der Werkstoffpotentiale bedingt aufwändige experimentelle Untersuchungen. Diese erfolgen bisher sowohl an Proben als auch an Bauteilprototypen. Ziel vielfältiger Forschung ist es, das experimentelle Volumen zu reduzieren, indem computerbasiert die Umformung und der Festigkeitsnachweis gegen Schwingbrüche simuliert werden. Die hierzu notwendigen Eingangsdaten können aufgrund des experimentellen Aufwands nicht immer ermittelt werden. Zahlreiche Abschätzverfahren zu deren Generierung sind entwickelt worden.

Diese Arbeit befasst sich mit der Vorhersage der Einflußparameter Umformgrad und Beanspruchung auf die zyklischen Eigenschaften dreier metastabiler austenitischer Feinbleche und stellt neben den zyklischen Experimenten werkstoffkundliche Effekte dar. Ein Modell wird vorgestellt, welches es ermöglicht, die Umformeinflüsse auf das zyklische Verhalten in guter Näherung abzubilden. Auf Basis dieses Modells können anhand einer Umformsimulation örtlich aufgelöste Spannungs-Dehnungskurven sowie Dehnungswöhlerlinien berechnet werden. Eine genauere Berücksichtigung der veränderten Eigenschaften des Werkstoffs erlaubt somit die Optimierung des Bauteils hinsichtlich Werkstoffausnutzung und erlaubt damit den Leichtbau weiter voranzutreiben.

## 2 Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit den zyklischen Eigenschaften dreier metastabiler austenitischer Feinbleche. Zyklische Kennwerte werden häufig für die Ermittlung des Umformverhaltens und zur Lebensdauerabschätzung herangezogen, wenn andere Methoden zur Lebensdauerabschätzung, wie z. B. das Nennspannungskonzept, nicht angewendet werden können. In der Regel werden dehnungsregelte zyklische Versuche also dann benötigt, wenn die elastische Materialbeanspruchung überschritten wird und ein Anteil der Gesamtdehnung plastisch ist. Dargestellt werden die Ergebnisse zyklischer Versuche unter Dehnungsregelung im Allgemeinen in Form von zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven und Dehnungswöhlerlinien. Diese beiden Kurven beschreiben vollständig das zyklische Verhalten des untersuchten Werkstoffs und erlauben eine Lebensdauerabschätzung z. B. mit dem Örtlichen Konzept. Einschränkungen ergeben sich jedoch im Falle nicht konstanten, transienten Werkstoffverhaltens über den Verlauf der Lebensdauer. Die zyklischen Reaktionen ändern sich in einem solchen Fall abhängig von der Vorschädigung und der Beanspruchungssituation. Dieser Aspekt des Werkstoffverhaltens und der Ermüdung wird im Folgenden näher untersucht.

Nicht betrachtet werden modellhafte Ansätze zur Martensitevolution. Dieser sehr wichtige Aspekt des Verfestigungsverhaltens austenitischer Werkstoffe wurde in [Wei11] sehr umfangreich dargestellt und in Form von Erweiterungen einer Finite-Elemente basierten, numerischen Umformsimulation umgesetzt. Diese erlaubt es die durch quasi-statische Umformung hervorgerufene Martensitbildung innerhalb einer Umformsimulation zu berücksichtigen und für jedes Ele-

ment des Bauteils den entstehenden Martensitanteil vorherzusagen. Mit einer solchen Simulation ist der Grundstein gelegt, um die weitere Martensitevolution durch zyklische Beanspruchungen in Betrieb des Bauteils zu bewerten.

Drei metastabile austenitische Feinbleche werden hinsichtlich ihres zyklischen Verhaltens unter dehnungsgeregelter Beanspruchung experimentell untersucht. Schwerpunkt der Arbeit sind die Darstellung des Vorreckungseinflusses auf die zyklischen Spannungsreaktionen, als auch die Vorhersage der zyklischen Kennwerte zur Berücksichtigung einer beliebigen Umformung in einer rechnerischen Lebensdauerabschätzung.

Die zyklischen Spannungsreaktionen werden in ein- und mehrstufigen totaldehnungsgeregelten Versuchen bestimmt und im Hinblick auf das transiente Verhalten und den Einfluss vorangehender Umformung ausgewertet. Die Werkstoffe werden sowohl im Anlieferungszustand als auch in verschiedenen Vorreckungszuständen untersucht. Vergleichsumformgrade von  $\varphi_v = 0$  bis  $\varphi_v = 0,26$  werden experimentell untersucht. Die durch die Vorreckung initiierte martensitische Umwandlung wird durch metallographische Untersuchungen belegt und zeigt eine gute Korrelation zwischen Vorreckung und Zunahme der martensitischen Phasenanteilen. Ferritscope-Messungen bestätigten ebenfalls die experimentell bestimmten Festigkeitssteigerungen durch Martensitbildung.

Der Schwerpunkt der zyklischen Untersuchungen liegt auf dem transienten Werkstoffverhalten über die Lebensdauer der Werkstoffe bis zum Anrißzeitpunkt. Wechselverformungskurven wie auch Versuche unter konstanter plastischer Dehnungsamplitude erweitern den Versuchsumfang zur Bestimmung der zyklischen Spannungsantworten

zu verschiedenen Schädigungsstufen. Abhängig vom Vorreckungszustand und der Beanspruchungshöhe weisen die drei Werkstoffe höchst unterschiedliche Spannungsantworten auf. Grundsätzlich führt eine Vorverformung zu einer Erhöhung der Spannungsantwort bei allen Werkstoffen. Liegt im Anlieferungszustand und bei geringen Vorverformungen noch ein hohes Verfestigungspotential durch sekundäre Verfestigung als Resultat der zyklischen Beanspruchung vor, schwindet die zyklische Verfestigung ab einem bestimmten Umformgrad gegen Null. Bei großen Umformgraden tritt eine konstante Entfestigung bis zum Anriß auf.

Ein einfaches mathematisches Modell wird vorgestellt, welches es erlaubt, für beliebige Vergleichsumformgrade die Parameter der zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurven, als auch die der Dehnungswöhlerlinien vorherzusagen. Die Parametrisierung basiert auf linearisierten Koeffizienten, welche aus den experimentellen Kennwerten gewonnen wurden. Die Vorhersagegenauigkeit der Spannungs-Dehnungs-Kurven ist sehr gut und scheint für den Einsatz in einer rechnerischen Lebensdauerabschätzung gut geeignet. Das stark unterschiedliche Werkstoffverhalten verhindert jedoch trotz ähnlicher Grundwerkstoffe eine gemeinsame Parametrisierung, so dass für jeden Werkstoff andere Parameter eingesetzt werden müssen. Die Experimente und Parameter belegen schlussendlich das äußerst komplexe Wechselverformungsverhalten der metastabilen Austenite, welches von einer Vielzahl von Einflüssen wie Vorreckung, Beanspruchungshöhe, Reihenfolgeeffekten und der kumulierten Schädigung abhängt. Dieses komplexe Verhalten der zyklischen Reaktionen kann mittels einer Betrachtung der im Werkstoff aufgenommenen Arbeit über eine Integration der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen gut als lineare Funktion abgebildet werden. Eine modellhafte Er-

fassung des transienten Verhaltens, abhängig vom Fortschritt der Beanspruchung, ist aus Sicht des Autors aufgrund der unendlichen Kombinationsmöglichkeiten aus Beanspruchungsgröße, -reihenfolge und Vorreckung jedoch nicht ohne weitere Forschung möglich.

### **Ausblick**

Die in dieser Arbeit vorgestellten Erkenntnisse und Methoden zeigen ein großes Potential der untersuchten Werkstoffe auf. Eine Umformung als verfestigendes Element innerhalb eines Bauteils zu nutzen, bietet die Möglichkeit eventuell ohne zusätzliche Verstärkungselemente wie Aufdopplungen oder größere Blechdicken auszukommen. Hier sind neue Methoden erforderlich, welche die Kopplung mehrerer, bisher getrennt agierender Fachgebiete ermöglichen. Ohne eine gute werkstoffkundliche Grundlage, einem guten Verständnis für die Werkstoffe und ihr Umwandlungsverhalten, eine genaue Umformsimulation unter Berücksichtigung aller möglichen Werkstoffveränderungen sowie einer anschliessenden Lebensdauerabschätzung unter Berücksichtigung der herstellungsbedingten Vorgeschichte des Werkstücks und des Werkstoffs wird keine präzise Lebensdauerabschätzung möglich sein. Gleichzeitig werden durch Umformprozesse mit dem Ziel einer Werkstoffverfestigung die Umformsimulationen sowie rechnerische Lebensdauerabschätzungen zum Betriebsfestigkeitsnachweis ungleich komplexer als bei sich neutral verhaltenden Werkstoffen. Mit zunehmender Verbreitung integrierter, rechnergestützter Methoden werden beide Herausforderungen in absehbarer Zeit aber ökonomisch umzusetzen sein. Eine Herausforderung für die zyklusgenaue Abbildung des transienten Werkstoffverhaltens bleiben die sehr komplexen Wechselwirkungen der mechanischen und werkstoffkundlichen Eigenschaften. Um hier genau die Dehnungs- oder Spannungsantwort bei beliebiger Lastfolge abbilden zu können,



müssen neue Werkstoffmodelle aufgestellt werden, welche es ermöglichen, abhängig von der Schädigung und Beanspruchungsamplitude die genaue Verfestigung abzubilden. Ansätze zur Modellierung im quasi-statischen Fall existieren bereits und weisen eine hohe Genauigkeit auf. Das Wissen um die zyklischen Eigenschaften unter Berücksichtigung der Vorgeschichte bedingt jedoch eine komplexe, schrittweise Lebensdauerrechnung. Ob dieser Aufwand in absehbarer Zeit notwendig und umsetzbar ist, bleibt offen. Hierin erkennt der Autor aber ein sehr großes, bisher ungenutztes Potential zur besseren Ausnutzung der vorhandenen Festigkeitsreserven.

### 3 Stand der Technik

Eine Vielzahl Quellen hat sich eingehend mit den Umwandlungsvorgängen in metastabilen austenitischen Stählen beschäftigt. Es wurden in der Regel häufig eingesetzte Stähle wie EN 1.4301, EN 1.4311 etc. unter quasistatischer (ruhender) und seltener auch zyklischer (periodisch wiederholender) Beanspruchung untersucht. Vor allem der Temperatureinfluss und die werkstoffkundlichen Veränderungen durch Verformungen standen im Fokus der Untersuchungen. Eine Reihe spannungskontrollierter und plastisch-dehnungsgeeregelter Versuche wurden ebenfalls vorgestellt. Im Kern wurden das Umwandlungverhalten der Austenite und die Bildung von neuen Phasen im Werkstoff unter zyklischer Beanspruchung untersucht. Aus dem vorhandenen Austenit bildet sich unter Umständen Martensit, welcher sich in den mechanischen und physikalischen Eigenschaften bemerkbar macht, sowie in werkstoffkundlichen Untersuchungen nachweisen lässt.

Quasistatische und zyklische Untersuchungen verschiedener Autoren zum Zusammenhang zwischen Verformungsgrad und Martensitbildung bei verschiedenen Temperaturen zeigten einen sigmoidalen Kurvenverlauf des magnetischen Phasenanteils [Bas99],[Sma05],[Neb02],[HMK89]. Die Temperatur bei der die zyklische Beanspruchung stattfand hatte hierbei einen signifikanten Einfluss auf die Martensitbildung. Mit steigender Temperatur nahm die Stabilität der austenitischen Phase zu, die Umwandlungsfähigkeit des Werkstoffs Martensit zu bilden nahm unter zyklischer Beanspruchung ab. Höhere Temperaturen führten zudem zu einer Abnahme der Verfestigungsgeschwindigkeit ( $d\sigma/d\varepsilon$ ), die Umwandlungsgeschwindigkeit des

Austenits wurde reduziert, eine Verfestigung fiel pro Lastenheit geringer aus. Oberhalb der  $M_d$  Temperatur (Grenztemperatur, bis zu der eine verformungsinduzierte Martensitbildung auftreten kann) blieb diese jedoch konstant [CPZ71]. Dem Autor sind keine Arbeiten zu den Auswirkungen von Umwandlungsvorgängen an Feinblechen unter zyklischer Beanspruchung auf die zyklischen Kennwerte bekannt. Vielmehr lag der Fokus bisheriger Arbeiten auf vergleichsweise massiven, runden Probestäben mit Durchmessern größer 6 mm. Die hiermit verbundenen Unterschiede hinsichtlich Erwärmungsverhalten durch das kleinere Oberflächen-Volumenverhältnis bedingen ein deutlich geändertes Verhalten der Probestäbe unter zyklischer Beanspruchung durch die teilweise starke Erwärmung bei höheren Versuchsfrequenzen (s.o.). Diese adiabate Erwärmung findet in Feinblechen nur in sehr viel geringem Umfang statt, weswegen der bei anderen Autoren festgestellte Einfluss der Versuchsfrequenz nicht ohne weiteres auf Feinbleche übertragen werden kann. Der Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit wurde in der Literatur ebenfalls untersucht. Aus den Untersuchungen ergab sich ein Zusammenhang zwischen Martensitanteil und Dehnung für zwei Verformungsgeschwindigkeiten, Abbildung 1. Eine größere Verformungsgeschwindigkeit hatte durch den Anstieg von Scherbandbildungen einen positiven Einfluss auf die  $\alpha'$ -Martensitbildung bis zu einer Vergleichsdehnung nach Mises von 0,25. Oberhalb dieser Verformung führte eine langsamere Verformung zu größeren Martensitanteilen [SMH83]. Einen weiteren Einfluss auf das Umwandlungsverhalten ist in Abbildung 2 dargestellt. Unter den Beanspruchungsarten Zug (1), Druck (2) und Torsion (3) führte eine reine Zugbeanspruchung des Werkstoffs zur größten Martensitbildungsrate der drei untersuchten Beanspruchungsarten. Neben den mechanischen und physikalischen Auswir-

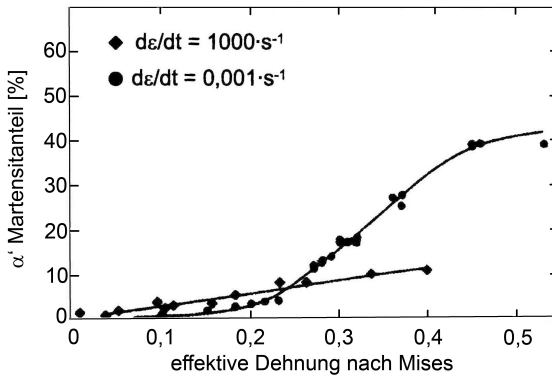


Abbildung 1: Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die Martensitbildung [HSS82]

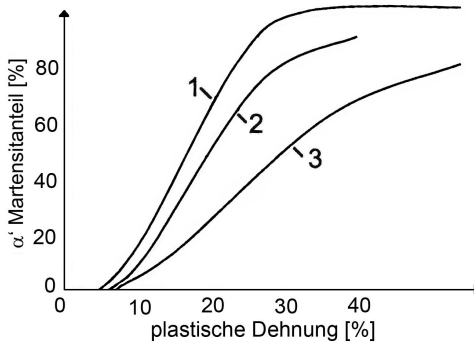


Abbildung 2: Einfluss der Beanspruchungsart auf die Martensitbildung [LK00]

kungen auf die Umwandlungsvorgänge kann die Auswirkung der chemischen Zusammensetzung (Legierung) auf die Martensitbildung empirisch beschrieben werden. In den nachfolgenden Kapiteln werden zur Austenitstabilität (vgl. Kap. 3.3) Formeln gezeigt, welche

einzelnen Elementen eine Gewichtung bezüglich ihrer stabilisierenden Wirkung auf das Gefüge zuweisen. Grundsätzlich reagiert die Martensitbildung sensibel auf kleine Schwankungen der Legierung. Innerhalb der Toleranz der Norm für einen bestimmten Werkstoff kann unterschiedliches Verhalten aus nur sehr leicht geänderten Legierungszusammensetzungen resultieren, vor allem der Nickelgehalt ist hier maßgebend.

Neben planarem und welligem Gleitverhalten tritt bei metastabilen Austeniten bei Temperaturen unterhalb  $M_d$  (Grenztemperatur, bis zu welcher verformungsinduzierte Martensitbildung auftreten kann) eine Phasenumwandlung von Austenit zu Martensit auf [Neb02]. Die genaue Versetzungsanordnung hängt jedoch stark von der jeweiligen Legierung ab. Allgemein werden Austenite wegen ihrer geringen Stapelfehlerenergie zu den Werkstoffen mit planarem Gleitcharakter gezählt. Aber es kommen auch Versetzungsanordnungen vor, die für welliges Verhalten typisch sind. Eine Instabilität des Gefüges unterhalb der  $M_d$  Temperatur kann eine verformungsinduzierte Martensitbildung zur Folge haben. Das Ermüdungsverhalten wird hierdurch wesentlich beeinflusst, wie später gezeigt wird. Wechselverformungskurven für plastisch-dehnungsgeregelte Versuche zeigen die Grenze zwischen Sättigung und sekundärer Verfestigung durch mikrostrukturelle Veränderungen, Abbildung 3. Für kleine Dehnungen besteht eine planare Anordnung der Versetzungsstrukturen. Bei zunehmender Beanspruchungsamplitude ändert sich diese in dreidimensionale Anordnungen ohne scharf ausgebildete Zellwände. Zusätzlich wird Martensit durch Verformung gebildet, welches für die zyklische Verfestigung ursächlich ist. Um eine Martensitbildung zu ermöglichen, muss eine bestimmte kumulierte plastische Dehnung erreicht werden. Bei kryogenen Temperaturen ist diese Energie nahezu Null, sie steigt

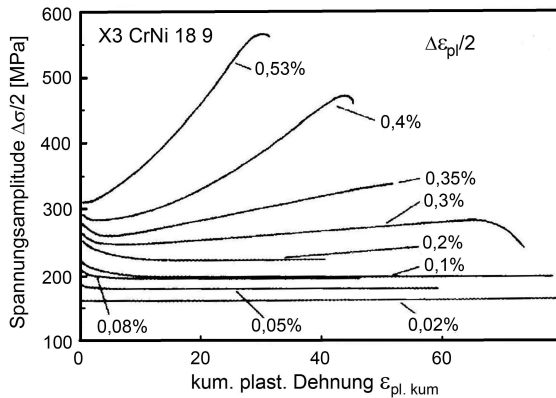


Abbildung 3: Wechselverformungskurve metastabiler austenitischer Stahl[Chr91]

mit zunehmender Temperatur an [MDBM93]. Zyklische Spannungs-Dehnungs Kurven zeigen dieses Verhalten deutlich auf. Mit zunehmender Beanspruchung und Schwingspielzahl sowie sinkender Temperatur nimmt der Martensitgehalt umwandlungsfähiger Werkstoffe zu. Kleine Beanspruchungsamplituden lösen hingegen keine Martensitbildung aus, weil sie die notwendige Energie zur Umwandlung des Austenits nicht bereitstellen können.

Die wechselverformungsinduzierte Martensitbildung beeinflusst teilweise stark die Lebensdauer von Werkstoffen. Abhängig von der Beanspruchungsart können positive wie auch negative Einflüsse beobachtet werden. Bei spannungs- und totaldehnungskontrollierten Versuchen wurde eine Abnahme der Lebensdauer mit Zunahme der Austenitstabilität nachgewiesen [Neb02]. Eine Lebensdauerverlängerung fand aufgrund der Abnahme plastischer Dehnungsanteile statt [CA74]. Dagegen kann es bei plastischer Dehnungskontrolle zu einer

verkürzten Lebensdauer durch die Abnahme der Austenitstabilität kommen (vgl. Kap. 6.7). Versuche mit EN 1.4311 zeigten, dass bei totaldehnungskontrollierten Versuchen eine Lebensdauerverlängerung durch vorangehende Kaltumformung entsteht, weil  $\alpha'$  Martensit gebildet wird [RP96].

Die zyklische Lebensdauer ist eng mit den Phänomenen der Rissbildung und Rissausbreitung verbunden. Bei einer Verfestigung unter plastisch- oder totaldehnungsgeregelten Versuchen nimmt die Spannungsamplitude während des Versuchs zu. Dadurch wird die Rissausbreitung beschleunigt. Eine Abnahme der Lebensdauer resultiert [BP77]. Hingegen kann bei einer Konzentration der Martensitbildung an der Rißspitze die Ausbreitung der Risse in spannungsgeregelten Versuchen verlangsamt werden. Dies geschieht durch eine Veränderung des Spannungsfelds an der Rißspitze durch das Martensit [BP73], die Spannungen an der Rißspitze werden reduziert. Folglich wird das Rißwachstum verlangsamt oder ganz aufgehoben. Smaga [Sma05] untersuchte durch plastisch dehnungsgeregelte Versuche an metastabilen austenitischen Stählen den Einfluss einer Martensitbildung. Er führte Messungen der Änderung der mechanischen, thermischen und magnetischen Eigenschaften zur Charakterisierung des Wechselverformungsverhaltens durch, insbesondere der wechselverformungsinduzierten Martensitbildung. Ihm gelang die Entwicklung eines Modells zur Beschreibung der wechselverformungsbasierten Martensitbildung. Ebenfalls stellte er eine Beschreibung des Ermüdungszustandes über ein magnetisches Modell vor. An X5CrNi1810 wurde eine ausgeprägte zyklische Verfestigung festgestellt. Die Martensitbildung war in seinen Versuchen abhängig von der Beanspruchungsamplitude. Gleiche kumulierte plastische Dehnung führte mit steigender Beanspruchungsamplitude zu einer stärkeren Martensit-

bildung. Allerdings stellte er den Beginn der Bildung von Martensit bei unterschiedlicher kumulierter plastischer Dehnung fest. Sein vorgestelltes Modell zur Beschreibung der Martensitbildung ist abhängig von der kumulierten plastischen Dehnung und der Verlustenergiedichte [SWE08]. Eine Bewertung und Abschätzung der Restlebensdauer findet über die Messung der Magnetfeldänderung statt und ist somit vom resultierenden Martensitanteil durch die zyklische Verfestigung abhängig. Eine Abhängigkeit von der Beanspruchungsfunktion stellte Smaga nicht fest.

Schoß stellte in [Sch01] Druck- und Reckversuche vor, welche hinsichtlich ihrer Fließspannungen untersucht wurden. Bei Druckversuchen steigt die Fließspannung  $\sigma_{FL,D}$  tendenziell mit der Anfangshärte (Mikrohärtemessung) an, Abbildung 4. Er stellte aber einen ausgeprägten Chargeneinfluß fest, der zu großen Abweichungen führte. Magnetische Messungen belegen einen starken Abfall der Martensitanteile mit steigenden Ni-Äquivalent. Nb- und Ti-stabilisierte Chargen sind bei vergleichbarem Ni-Äquivalent umwandlungsfreudiger als unstabilisierte Schmelzen. Unter Dehnungsregelung einsetzende Verfestigung wurde ebenfalls beobachtet. Eine Gefügebeurteilung anhand dehnungsgeregelter Versuche zeigte eine deutliche Veränderung gegenüber dem Anlieferungszustand. Zyklische Verformungen bewirken eine Zunahme der Gleitband- und Zwillingsdichte und des Verformungsmartensits. An EN 1.4541 durchgeführte Versuche zeigten durch Ermüdung eine deutliche Gefügeänderung, große Pakete aus lattenförmigem Martensit entstanden. Bei erhöhten Temperaturen von 100°C stellte Schoß eine starke Verringerung der Martensitbildung fest, bis bei 300°C das vollständiges Ausbleiben einer Martensitentwicklung auftrat. Die gemessene Mikrohärteentwicklung korrelierte gut mit der Entwicklung der Verfestigung



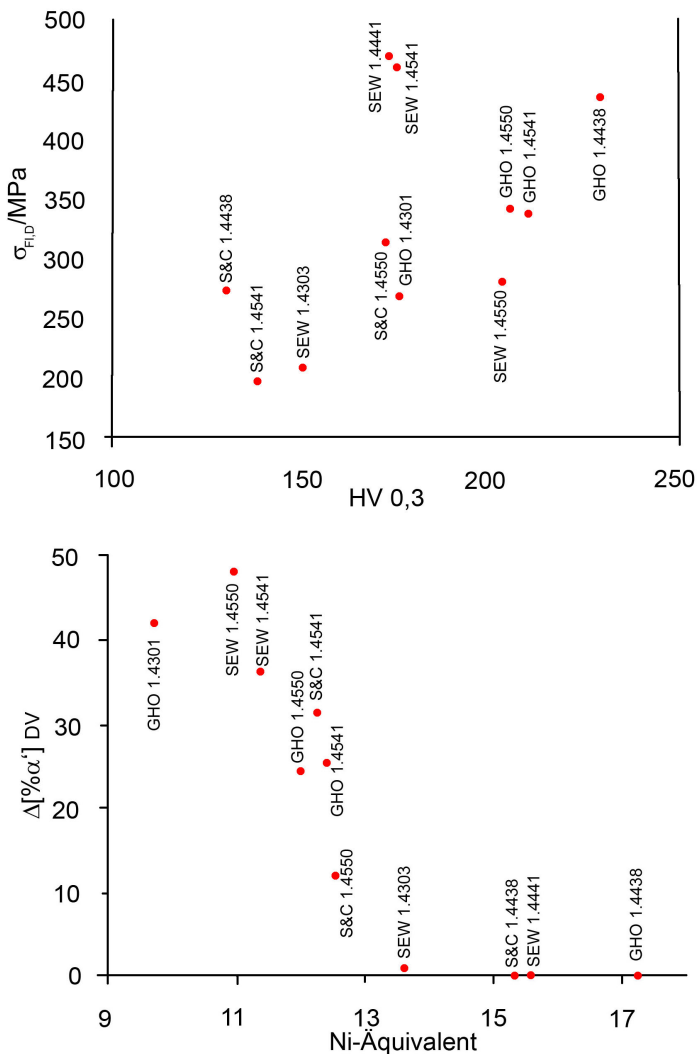


Abbildung 4: oben: Fließgrenze für Druck gegen Mikrohärtte, unten: Änderung der magnetischen Anzeige nach Stauchversuch gegen Nickeläquivalent[Sch01]

und des Spannungsverlaufs. Im Reckversuch ergab sich ein näherungsweise lineares Ansteigen des Martensitgehalts mit plastischer Dehnung. Die zur Umwandlung notwendige Energie, von Schoß als Inkubationsbetrag bezeichnet, nimmt mit steigender Beanspruchung ab. Bei Ti-stabilisierten Chargen stellte er einen deutlich höheren Energiebedarf fest, Nb-stabilisierte Chargen lagen auf einem niedrigerem Niveau. Allerdings unterliegen die gemessenen Energiewerte einer nichtproportionalen Beeinflussung durch den Beanspruchungsbereich. Auch Schoß kam zu einer Bewertung des Ermüdungszustandes durch die magnetischen Eigenschaften des Werkstoffs (ähnlich Smaga [Sma05]), er fand einen sprunghaften Anstieg von  $\alpha'$ -Martensit bei 80 %  $N_a$  vor. Allerdings stellte Schoß im Gegensatz zu Smaga eine Amplitudenabhängigkeit und einen Reihenfolgeeffekt fest. Zudem schränkte er ein, dass der Endwert des magnetischen Anteils kaum ermittelt werden kann.

Ein positiver Einfluss einer quasistatischen Vorreckung wurde von Nakajima [NAUT10] in Umlaufbiegeversuchen an EN 1.4301 festgestellt. Hier wurden Proben bis zu 60 % vorgereckt. Neben einer signifikanten Erhöhung der Werkstoffhärte wurde eine deutliche Anhebung der Dauerfestigkeit für die Proben mit Vorverformung erreicht. Des Weiteren wurde die Evolution von Martensit aufgrund zyklischer Verformung auch für 30 % und 60 % vorgereckte Proben festgestellt.

Eine komplexe Modellierung der zyklischen Verfestigung von Metallen mit martensitischer Transformation stellten Mroz und Zietek in [MZ07] auf. Ihr Modell ist ein elasto-plastisches mit gemischter Verfestigung unter Berücksichtigung martensitischer Umwandlung. Die freie thermodynamische Energie wird in Abhängigkeit des Marten-

sitanteils mit berücksichtigt. So erlaubt das Modell, die Spannungsantworten für Zug- und Druckbelastungen vorherzusagen. Es setzt jedoch die Kenntnis einer großen Anzahl werkstoffspezifischer Parameter voraus und wird nur auf plastisch-dehnungsgeregelte Versuche angewandt.

Masendorf stellte mit seinem *Material Law of Steel Sheet* [Mas00] eine Methode vor, den Umformeinfluß auf die zyklischen Kennwerte von Stahl-Feinblechen zu beschreiben. Er zog quasistatische Werkstoffkennwerte zur Beschreibung der zyklischen Parameter hinzu und stellte für die untersuchten niedrig- und mittelfesten Stahlsorten eine gute Vorhersagequalität der Kennwerte abhängig von dem Vergleichsumformgrad  $\varphi_v$  fest. Ver- und Entfestigungsvorgänge wurden in dieser Arbeit jedoch explizit nicht berücksichtigt.

In [Wei11] wurden umfangreiche Untersuchungen zur Martensitentwicklung an EN 1.4301 durchgeführt. Es wurde ein Werkstoffmodell entwickelt, welches es erlaubt, die Martensitbildung für dreidimensionale Spannungszustände numerisch zu beschreiben. Des Weiteren wurden Untersuchungen zur Nutzung der Martensitbildung als Belastungssensor durchgeführt. Umgesetzt wurde diese Methode anhand von geprägten Proben, welche durch die Prägung eine Beeinflussung der Martensitbildung unter Belastung erlaubten. Es konnte eine Abhängigkeit des entstehenden Martensitgehalts von der Größe und der Häufigkeit der Belastung festgestellt werden. Das Prägen bewirkte hierbei eine hohe Verfestigungswirkung, welche mit zunehmender Prägertiefe verstärkt wurde. Spannungskontrollierte Schwingfestigkeitsuntersuchungen belegten die Verbesserung der Beanspruchbarkeit an gekerbten Proben.

Hillert [Hil01] untersuchte das zyklische Verformungsverhalten aus-

tenitischer Stähle. Er stellte abhängig von der Beanspruchungsamplitude ein Ver- und Entfestigungsverhalten während der zyklischen Beanspruchung fest (Abbildung 5), welches auch zu veränderlichen Spannungsamplituden führte. Als Ursache für die veränderlichen zyklischen Spannungsreaktionen werden verschiedene Arten der Mikrostruktur des gebildeten Martensits genannt. Ebenfalls wurde eine Abhängigkeit des Martensitgehalts von dem Verhältnis der Frequenz zu Dehnungsamplitude aufgezeigt.

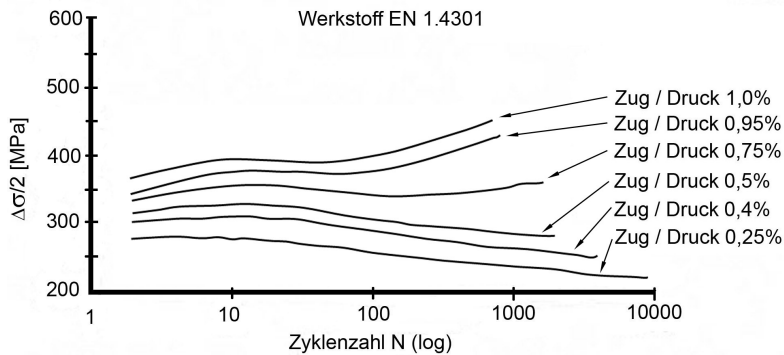


Abbildung 5: Ver- und Entfestigungsverhalten EN 1.4301 für Zug-Druckbelastung [Hil01]

### 3.1 Eigenschaften der Edelstähle

Edelstähle bzw. rostfreie Stähle bilden eine sehr wichtige Werkstoffgruppe innerhalb der Gruppe der Stähle. Sie stellen eine günstige Kombination aus mechanischen Eigenschaften und Korrosionsbeständigkeit dar. Diese Vorteile machen sie gut geeignet für einfache Anwendungen wie Kochutensilien bis hin zum high-tech Einsatz in Chemie und Verfahrenstechnik. Die Bezeichnung „Stahl“ bedeutet, dass der Hauptbestandteil des Werkstoffs aus Eisen besteht. Nach der klassischen Definition ist Stahl eine Eisen-Kohlenstoff-Legierung, die weniger als 2,06 % (Masse) Kohlenstoff enthält. Dieser Definition folgt auch die EN 10020. Nach dieser Norm ist Stahl ein „Werkstoff, dessen Massenanteil an Eisen größer ist als der jedes anderen Elements, dessen Kohlenstoffgehalt im Allgemeinen kleiner als 2% ist und der andere Elemente enthält“. Grundsätzlich wird zudem zwischen Edelstahl und rostfreiem Stahl unterschieden. Obwohl im Sprachgebrauch oft als Synonym füreinander gebräuchlich, ist ein Edelstahl ein Stahl mit nur geringen Mengen Schwefel und Phosphor. Er muss aber nicht zwangsläufig durch eine schützende Passivschicht aus Chromoxid rostfrei oder korrosionsbeständig sein. Um die rostfreien Eigenschaften des Werkstoff zu gewährleisten, müssen mindestens 11% Gew. Chrom zulegiert werden [LSL09]. Dieser Anteil Chrom muss im austenitischen oder ferritischen Mischkristall gelöst sein. Ist diese Bedingung erfüllt, ergibt sich eine selbstheilende Passivschicht aus Chromoxid an der Oberfläche des Werkstoffs. Falls der Werkstoff in aggressiveren Umgebungen eingesetzt werden soll, kann eine Erhöhung des Chromanteils die Beständigkeit gegen Anlaufen und Korrosion erhöhen.

Seit 1912 sind korrosionsbeständige Stähle mit einem Chromgehalt

$\geq 10,5\%$  bekannt und finden unter zahlreichen Handelsnamen wie NIROSTA, INOX, CHROMAGAN, V2A, V4A etc. weite Verbreitung. Zu der umgangssprachlich oft verwendeten Bezeichnung „Edelstahl“ gehören aber nicht nur korrosionsbeständige Stähle, sondern auch Werkstoffe mit speziellen Eigenschaften, welche durch Legierung eingestellt werden. Dazu zählen z. B. Werkzeugstahl, Schnellarbeitsstahl und Wälzlagerstahl.

Verallgemeinernd können folgende Eigenschaften als typisch für rostfreie Stähle bezeichnet werden (nach [Sma05]):

- erhöhte Korrosions- und Säurebeständigkeit
- hohe Zähigkeit. Daraus folgt schwierige spanende Bearbeitung und Fressneigung bei z. B. Gewinden.
- verminderte Wärmeleitfähigkeit, schlechte elektrische Leitfähigkeit
- für Stahl relativ niedrige Streckgrenze, Zugfestigkeit jedoch teils hoch
- hohe Bruchdehnung
- teilweise nicht für Wärmebehandlung geeignet
- gute Schweißneigung

Modernen Edelstählen werden eine Vielzahl zusätzlicher Legierungselemente beigemischt, um spezifische Eigenschaften zu verbessern. Ni dient z. B. der gesteigerten Austenitbildung. Ein hoher Anteil an Cr und Ni bewirkt eine hohe Warmfestigkeit, wie sie z. B. in der

Gruppe der Superaustenite vorkommt. Grundsätzlich ist der Eisenanteil im Werkstoff aber immer höher als der aller anderen, zulegierten Elemente. Man unterscheidet mehrere Haupttypen der Mi-

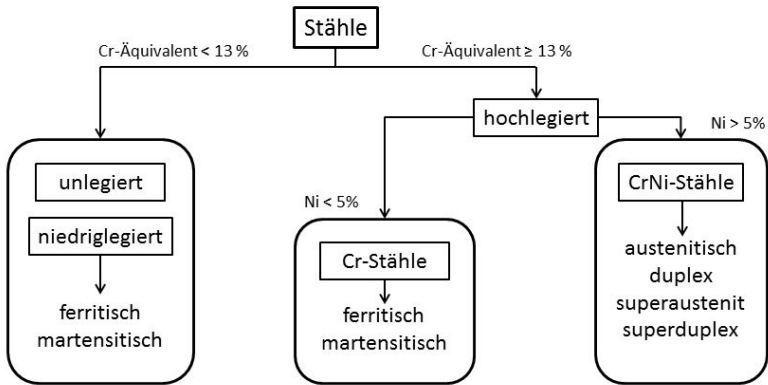


Abbildung 6: Vereinfachte Klassierung Cr-Ni-legierter Stähle, nach [Neb02]

struktur bei mit Cr und Ni legierten Edelstählen, je nach Cr- und Ni-Gehalt, vgl. Abbildung 6. Eine einfache Einteilung in Klassen nach Hauptbestandteilen des Gefüges ist nachfolgend dargestellt (nach [LSL09]):

1. ferritisch
2. austenitisch
3. martensitisch
4. duplex
5. ausscheidungshärtend
6. Mn-N substituierte martensitische Stähle

Die hier aufgeführten Gefügekassen haben unterschiedliche mechanische und physikalische Eigenschaften. Z. B. sind voll austenitische Edelstähle paramagnetisch, martensitische und ferritische Edelstähle aber ferromagnetisch. Die wichtigsten Eigenschaften der jeweiligen Gruppen der Cr-Ni Stähle sind im Folgenden zusammengefasst.

Ferritische und martensitische Stähle:

Stähle mit 13-17% Cr und einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,7% weisen ein rein ferritisches Gefüge auf. Eine Wärmebehandlung beeinflusst das Gefüge nicht, daher sind diese Stähle nicht härt- und vergütbar. Sie weisen eine Neigung zur Grobkornbildung im Schweißnahtbereich auf, größere Querschnitte sind kaltspröde. Daher sind ihre Einsatzmöglichkeiten im Apparatebau begrenzt. Die Beständigkeit ferritischer Cr-Stähle mit mindestens 17% Cr in oxidierenden Säuren ist gut. Güten mit höherem Kohlenstoffgehalt sind härt- und vergütbar. Nach einer Endwärmebehandlung besteht das Gefüge im Wesentlichen aus Martensit. Um die Korrosionsbeständigkeit zu gewährleisten, muss die Wärmebehandlung so durchgeführt werden, dass Chromkarbide in ausreichender Menge in Lösung gehen, um eine Verarmung der Grundmasse an Chrom und damit eine gemindertete chemische Beständigkeit zu vermeiden. Die Gruppe der ferritischen Edelstähle wird oft für Haushaltswaren verwendet, martensitische Edelstähle bei Produkten mit hoher Anforderung an Verschleißbeständigkeit (nach [Sta70] und [LSL09]).

Austenitische Stähle:

Im Apparatebau ist die Gruppe der austenitischen Stähle die am häufigsten verwendete Materialgruppe. Austenitische Stähle vereinen positive Eigenschaften wie Herstellbarkeit, gute Verarbeitbarkeit, gute mechanische Eigenschaften und Korrosionsbeständigkeit.



Durch geeignete Legierungselemente wie Mangan, Wolfram, Vanadium, Titan, Niob, Bor, Stickstoff und Kohlenstoff lassen sich die Sprödbroeigenschaften bei Tieftemperaturanwendungen ebenso wie der Oxidationswiderstand und die Kriechstabilität sowie die Umformbarkeit verbessern [Neb02]. Der Zusatz von Nickel erhöht die allgemeine Korrosionsbeständigkeit und das Dehnverhalten, was zu einer einfacheren Verarbeitung durch Kaltumformen führt. Die chemische Beständigkeit gegen nichtoxidierende Medien kann weiter durch Zugabe von Molybdän verbessert werden. Werkstoffe mit maximal 0,03% Kohlenstoff- und Stickstoffzusatz weisen neben hoher Korrosionsbeständigkeit eine erhöhte mechanische Festigkeit auf. Die mechanischen Eigenschaften austenitischer Stähle sind durch Wärmebehandlungen weitgehend unbeeinflusst, da das Gefüge nicht umwandelt (nach [Sta70] und [LSL09]).

Die Wirkungsweise verschiedener Legierungselemente wurde von Smaga [Sma05] wie folgt eingeordnet, vgl. Abbildung 7:

- Molybdän (Ferritbildner):

- Erhöht Korrosionsbeständigkeit in reduzierenden Medien
- Bessere Beständigkeit gegen Lochkorrosion bei Halogenionen
- Steigerung der Warmfestigkeit

- Silizium (Ferritbildner):

- bessere Zunderbeständigkeit
- bestimmte Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit gegen Salpetersäure

- Titan, Niob, Wolfram, Vanadium (Ferritbildner):
  - Stabilisieren den ferritischen Mischkristall, wirken selbst indirekt durch Bindung von Kohlenstoff und Stickstoff ferritbildend, dadurch verminderte interkristalline Korrosion
- Kohlenstoff (Austenitbildner):
  - erweitert Austenitgebiet sehr stark
  - vermindert die Korrosionsbeständigkeit, daher meist sehr geringe Kohlenstoffmengen in gängigen korrosionsbeständigen Sorten
- Stickstoff (Austenitbildner):
  - Erhöht Stabilität des Austenits
  - Positive Wirkung auf mechanische Festigkeit und Ermüdungsfestigkeit
- Mangan (Austenitbildner):
  - Kein Einfluss auf Korrosionsbeständigkeit
  - Behindert die Umwandlung des Austenits zu  $\alpha'$ -Martensit
  - fördert Mischkristallverfestigung

Schweißbarkeit austenitischer Stähle:

Mengenmäßig werden austenitische Stähle am häufigsten im Apparatebau verwendet, eine gute Schweißneigung ist hierbei besonders

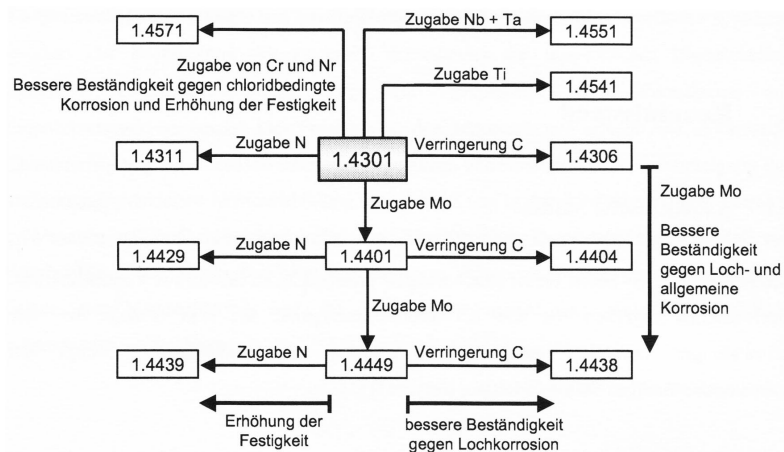


Abbildung 7: Modifikationen der chemischen Zusammensetzung von EN 1.4301 [MS05]

Tabelle 1: Übersicht gängige CrNi Güten

Werkstoff-Nr.	Kurzname	AISI
<b>1.4301</b>	X5CrNi18-10	304
<b>1.4404</b>	X2CrNiMo17-12-2	316L
<b>1.4571</b>	X6CrNiMoTi17-12-2	316Ti
1.4541	C6CrNiTi18-10	321
1.4546	X10CrNiNb18-9	348
1.4306	X2CrNi19-11	304L
1.4438	X2CrNiMo18-15-4	317L
1.4311	X2CrNi18-10	304LN
1.4429	X2CrNiMo17-13-3	316LN
1.4401	X5CrNiMo17-12-2	316
1.4310	X10CrNi18-8	301

wichtig. Ihre technologischen Eigenschaften im Nahtbereich verändern sich durch Schweißen nicht, jedoch neigen unstabilisierte Güten beim Durchlaufen bestimmter Temperaturbänder durch Chrom-

karbidausscheidung zu interkristalliner Korrosion. Eine abschließende Wärmebehandlung mit anschließender schneller Abkühlung kann das Ausscheiden von Karbiden verhindern. Aufgrund der schwierigen Durchführbarkeit einer Wärmebehandlung großer geschweißter Bauteile wurden spezielle Legierungen mit abgesenktem Kohlenstoffgehalt entwickelt, welche die Gefahr interkristalliner Korrosion senken. Diese Entwicklung wurde mit den ELC (Extra Low Carbon) Austeniten weitergeführt, welche einen Kohlenstoffgehalt von maximal 0,03% aufweisen und in allen Abmessungen uneingeschränkt schweißbar sind. Eine weitere Möglichkeit zur Verbesserung des interkristallinen Korrosionsverhaltens ist die Zulegierung Kohlenstoffabbindender Elemente wie Titan oder Niob. Diese Stahlsorten sind ebenfalls ohne anschließende Wärmebehandlung schweißbar (nach [Sta70]).

Im Folgenden werden drei Legierungen eingehend untersucht. Eine kurze Beschreibung ihrer chemischen und mechanischen Eigenschaften wird deshalb an dieser Stelle eingeführt:

Eigenschaften EN 1.4301:

Durch Begrenzung des Kohlenstoffgehalts auf max 0,07% ist EN 1.4301 auch nach dem Schweißen beständig gegen interkristalline Korrosion. Er findet Verwendung u.a. für geschweißte Teile im chemischen Apparatebau, in der Nahrungsmittelindustrie, in Haushaltsgeräten sowie in Architektur und Fahrzeugbau. Dieser Werkstoff besitzt eine ausgezeichnete Korrosionsbeständigkeit und Hochglanzpolierbarkeit. Aufgrund höheren Nickelgehalts hat EN 1.4301 eine bessere Kaltumformbarkeit als EN 1.4300 [Sta70]. Er ist allerdings nicht beständig gegen chlorhaltige Medien. Mechanisch ist er extrem zäh, Kaltverformung führt zu einer hohen Verfestigung, eine mechanische

spanende Bearbeitung ist daher teils schwierig.

Eigenschaften EN 1.4404:

Dieser Werkstoff ist in allen Abmessungen durch Absenkung des Kohlenstoffgehalts auf unter 0,03% ohne Gefahr interkristalliner Korrosion schweißbar. Nach dem Schweißen ist keine Wärmebehandlung erforderlich. Er besitzt eine gute Kaltumformbarkeit, ist hochglanzpolierfähig und hat beste Korrosionsbeständigkeit. Dadurch ist er gut einsetzbar für säurebeständige Apparate in der Industrie. Durch Molybdän ist die Beständigkeit gegenüber nichtoxydierenden Säuren und chloridhaltigen Medien [Sta70] gegeben. Dadurch findet er Verwendung in der chemischen und pharmazeutischen Industrie und bei chlorhaltigen Medien.

Eigenschaften EN 1.4571:

Aufgrund des Molybdängehalts weist EN 1.4571 eine erhöhte Korrosionsbeständigkeit auf, insbesondere gegen nichtoxydierende Säuren und halogenhaltige, sowie chlorhaltige Medien. Kohlenstoff ist im Metall durch den Karbidbildner Titan gebunden, deshalb ist eine Wärmebehandlung nach dem Schweißen nicht erforderlich. Vorwiegend wird der Werkstoff im chemischen Apparatebau verwendet. Er besitzt eine gute Kaltumformbarkeit, ist aufgrund der Karbidbildner aber nicht hochglanzpolierbar [Sta70]. Wegen der guten Seewasserbeständigkeit wird EN 1.4571 auch im Schiffbau eingesetzt, ebenso in der chemischen Industrie.

### 3.2 Umwandlungsvorgänge in austenitischen CrNi-Stählen

Austenitische Stähle weisen eine Vielzahl möglicher Umwandlungsvorgänge auf. In dieser Arbeit steht die Umwandlung in Martensit durch plastische Verformungen und zyklische Verfestigung im Fokus. Die Auswirkungen einer Martensitbildung sind vielfältig, betreffen sowohl die physikalischen als auch die kristallographischen Eigenschaften. Bei einer quasistatischen Umformung kann verformungsinduzierter Martensit die Rate der Kaltverfestigung erhöhen. Diese Eigenschaft kommt der Umformbarkeit zugute. Metastabile austenitische Stähle werden vor allem für die Kfz-Industrie vorgeschlagen, da sie hohes Umformvermögen mit guter Festigkeit und hoher Korrosionsbeständigkeit verbinden. Die Phasenumwandlung in metastabilen austenitischen Stählen erfolgt durch Änderung des Kristallgitters infolge von Atombewegungen. Diese Bewegung ist kleiner als der atomare Abstand [Sma05]. Die martensitische Umwandlung kann in Form von  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  und  $\gamma \rightarrow \alpha'$  erfolgen. Beide Umwandlungen sind für einige Stähle möglich. Die  $\gamma \rightarrow \alpha'$  Umwandlung beeinflusst die magnetischen Eigenschaften und führt zu einer Volumenausdehnung. Die  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  Umwandlung hat eine Volumenreduzierung zur Folge, ohne dass die magnetischen Eigenschaften verändert werden. Die Formierung von verformungsinduziertem Martensit ( $\alpha'$ ) ist eng mit dem Auftreten von Scherbändern verbunden. Scherbänder sind planare Defekte, welche durch Überlappen von Stapelfehlern entstehen. Abhängig von der Art der Überlappung bilden sich Zwillinge,  $\varepsilon$  Martensit, oder Stapelfehleranhäufungen. Paare bilden sich wenn das Überlappen von Stapelfehlern an aufeinanderfolgenden Ebenen stattfindet, wohingegen  $\varepsilon$  Martensit sich bildet, wenn

der überlappende Stapelfehler an abwechselnden Ebenen auftritt. Stapelfehler-Ansammlungen entstehen durch unregelmässiges Überlappen von Stapelfehlern. Die Dehnrates einer Verformung kann die Umwandlung von Austenit zu Martensit durch adiabate Erwärmung negativ beeinflussen [Bas99]. Für metastabile austenitische Stähle ist die kumulative Dehnungsenergiedichte ein sehr wichtiger Parameter, welcher die Bildung von verformungsinduziertem Martensit beeinflusst, welches wiederum die Lebensdauer beeinflusst.

### 3.3 Austenitstabilität und Umwandlungsvorgänge

Nachfolgend wird der Begriff „Austenitstabilität“ ausschließlich für die Umwandlung des Austenits in Martensit verwendet. Austenit ist in bestimmten chemischen Zusammensetzungen des Stahls metastabil, bei plastischer Verformung können sich bei bestimmten Temperaturen die  $\alpha'$ -martensitischen Phasengrenzlinien in Richtung höherer Chrom- und Nickelgehalte verschieben, [Sma05]. Eine thermodynamische Betrachtungsweise zur Phasenstabilität ist in Abbildung 8 dargestellt. Die Darstellung der freien Energie über der Temperatur zeigt die Bereiche thermodynamischen Gleichgewichts und das Verhältnis freier Energie zu mechanischer Energie. Eine Phasenum-

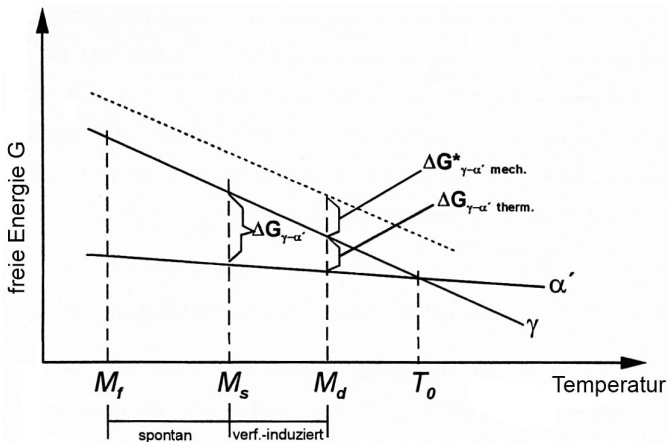


Abbildung 8: Freie Energie- Temperatur Diagramm für Austenit und Martensit [Bas99]

wandlung hängt von kinetischen Faktoren ab, welche die zur Verfügung stehende Energie bereitstellen. Die zur Umwandlung notwen-



dige Energie kann durch Unterkühlung und/oder plastische Verformung bereitgestellt werden. Es wird zwischen athermischer (kryogener) und isothermischer (verformungsinduzierter) Umwandlung unterschieden, [BH05].

Eine thermisch induzierte Umwandlung kann bei Unterkühlung unterhalb der Gleichgewichtstemperatur  $T_0$  stattfinden. Bei  $T_0$  sind die freien Energien der Austenit- und Martensitphasen gleich groß. Die Temperatur bei der eine Umwandlung durch die freien Energien  $\Delta G_{\gamma-\alpha'}$  möglich wird, wird als Martensitstarttemperatur  $M_s$  bezeichnet. Die Martensitfinishtemperatur  $M_f$  ist die Temperatur, bei der eine weitere Temperaturabsenkung nicht zu weiterer Martensitbildung führt. Die  $M_s$ -Temperatur liegt z.T. in der Nähe des absoluten Nullpunktes. Es muss nicht eine 100% Umwandlung erfolgen. Hohe elastische Spannungen können eine weitere, vollständige Umwandlung unterdrücken. Bei den meisten Stählen ist die Martensitumwandlung bei 85% Martensit beendet. Zwischen der Gleichgewichtstemperatur  $T_0$  und der Martensitstarttemperatur  $M_s$  liegt eine Grenztemperatur  $M_d$ . Diese Temperatur ist die Grenztemperatur, bis zu welcher gerade noch verformungsinduzierte Martensitbildung auftreten kann. Die Energien dieser Umwandlung ( $\Delta G_{mech.}$  und  $\Delta G_{therm.}$ ) kommen aus der Verzerrungsenergie, welche durch äußere Spannungen aufgebracht wird, [Sma05]. Durch diese zusätzliche mechanische Energie wird die Differenz der freien Energien der beiden Phasen auf den zur Umwandlung notwendigen Wert erhöht, so dass auch oberhalb von  $M_s$  eine Umwandlung durch Verformung stattfinden kann, Abbildung (8). Diese Art der Umwandlung wird in den später beschriebenen Versuchen genutzt bzw. tritt durch die durchgeführten zyklischen Versuche ein. Die Martensitstart- und Höchsttemperaturen ( $M_s$  und  $M_{d30}$  in Abhängigkeit der Legierungs-

zusammensetzung (in Massen %) lassen sich mit mehreren empirischen Ansätzen in der Literatur berechnen. Für thermisch induzierte Martensitumwandlungen werden folgende Gleichungen vorgeschlagen [Eck90]:

$$M_s = 1350 - 1665(C+N) - 42Cr - 61Ni - 28Si - 33Mn$$

$$M_s = 1182 - 1456(C+N) - 37Cr - 57Ni$$

$$M_s = 502 - 810C - 1230N - 12Cr - 30Ni - 13Mn - 84Cu - 46Mo$$

Verformungsinduzierte Martensitumwandlungen werden durch nachfolgende Gleichungen beschrieben. Hierbei ist die Temperatur  $M_{d30}$  die Grenztemperatur, bis zu der infolge einer 30% Verformung 50% des Austenits umgewandelt wird.

$$M_{d30} = 413 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 9,5Ni - 18,5Mo$$

$$M_{d30} = 497 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 20Ni - 18,5Mo$$

$$M_{d30} = 608 - 515C - 821N - 7,8Si - 12Mn - 13Cr - 34Ni - 6,5Mo$$

### 3.3.1 Nachweismöglichkeiten der Umwandlung

#### Magnetische Verfahren

Grundsätzlich ist die austenitische Phase eines Stahls paramagnetisch, die  $\gamma$ -Austenit-Anteile lassen sich nicht durch magnetische Messungen bestimmen. Jedoch ist die Umwandlung des Austenits in  $\alpha'$ -Martensit mit einer Änderung der magnetischen Eigenschaften verbunden, da  $\alpha'$  Martensit ferromagnetisch ist. Bei Verwendung empfindlicher Messtechnik ist die Phasenumwandlung von Austenit in  $\alpha'$ -Martensit zumindest quantitativ messbar.  $\varepsilon$ -Martensit

hat hingegen paramagnetische Eigenschaften und kann nicht zerstörungsfrei durch magnetische Mittel detektiert werden, [Bas99] Folgende Methoden sind in der Literatur gebräuchlich:

#### Feritscope

Die Bezeichnung Feritscope wird von der Fa. Fischer für ihr kommerziell angebotenes Gerät zur Bestimmung des Ferritgehalts in austenitischen Stählen verwendet. Seine Funktion beruht auf dem Wirkprinzip der Magnetinduktion, die Permeabilität der Probe wird bestimmt. Nach der Kalibrierung an Referenzproben mit definierten Ferritanteilen kann der magnetische Phasenanteil einer Probe in Form des Volumengehalts an magnetischer Phase in %-Ferrit bestimmt werden. Dieses System erlaubt die kontinuierliche Erfassung von magnetischen Phasenanteilen und eignet sich für online Messungen. Jedoch ist eine Kalibrierung auf die jeweilige Probenform und Probendicke immer notwendig, um absolute Messwerte zu erhalten. Die in den Tabellen 7, 8 und 9 angegebene Martensitmesswerte sind mit einem Feritscope gemessen wurden<sup>1</sup>.

Weitere gebräuchliche Verfahren zur indirekten Martensitmessung, welche hier jedoch nicht verwendet wurden, sind der GMR (giant magnetoresistance) Sensor, das SQUID Verfahren (Supraleitende Quanteninterferenzeinheit), sowie das MWM-Verfahren (Meandering Winding Magnetometer).

#### Mikroskopische Verfahren:

Lichtmikroskop:

---

<sup>1</sup>Durchführung der Messungen durch das Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM), Leibniz Universität Hannover.

Voraussetzung für eine lichtmikroskopische Untersuchung ist die geeignete Kontrastierung der vorliegenden Phasen. Zuerst muss eine elektrolytische Politur erfolgen, um eine Martensitbildung durch eine mechanische Bearbeitung zu vermeiden. Anschliessend erfolgt eine Farbätzung. Nadelförmiger Martensit erscheint in lichtmikroskopischen Untersuchungen als dunkle Phase in der hellen Austenitmatrix, [Bas99].

Rasterlektronenmikroskop (REM):

Zur REM-Untersuchung einer Probe erfolgt eine ähnliche Vorbehandlung wie bei der lichtmikroskopischen Untersuchung. Allerdings wird die Ätzung zur Erzeugung eines Tiefenreliefs abgewandelt, welches dann unterschiedliche Phasen darstellt. Die optische Trennung von Austenit-Martensit ist bei REM-Aufnahmen möglich. Eine Trennung von  $\alpha'$  und  $\varepsilon$ -Martensit ist hingegen nur bei großen Vergrößerungen möglich, [Bas99].

Grundsätzlich eignen sich beide Verfahren nicht für eine präzise Anteilsauswertung der Gefügebestandteile. Die feinen, unregelmäßig verteilten Ausscheidungen sind, abhängig von der Vergrößerung, schwierig zu erkennen und auszuwerten. Beide Verfahren sind daher eher für qualitative Untersuchungen geeignet.

Transmissionselektronenmikroskop (TEM):

Das TEM ist sehr gut zur Untersuchung mikrostruktureller Veränderungen bei der Martensitumwandlung und -bildung geeignet. Die Mikrostruktur der auftretenden Phasen wird durch Hell- und Dunkelfeldabbildung charakterisiert, [Bas99].

Röntgendiffraktometer:

Das Röntgendiffraktometer eignet sich gut zur quantitativen Auswertung der auftretenden Phasen. Mittels dieser Methode können die Gitterstruktur und Anteile vorliegender Phasen aufgrund phasenspezifischer Interferenzen und Intensitäten bestimmt werden. Die Messung beruht auf der Beugung von Röntgenstrahlung. Die Wellenlänge der Röntgenstrahlung liegt hierbei im Bereich eines Atomabstandes. Das Diffraktometer detektiert Ort und Intensität der gebeugten Strahlung, [Bas99].

### 3.4 Mikrostruktur von Cr-Ni Stählen

In technischen Anwendungen des Eisens ist immer ein bestimmter Kohlenstoffanteil enthalten, dessen Menge wesentlich die mechanischen und kristallographischen Eigenschaften bestimmt. In dem Zweistoffsystem Eisen-Kohlenstoff kommen abhängig von der Temperatur und dem Kohlenstoffgehalt des Eisen mehrere mögliche Phasenzusammensetzungen vor. Diese sind in einem Gleichgewichtsschaubild in Form des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms darstellbar. Sie werden der jeweiligen Temperatur und dem jeweiligen Kohlenstoffgehalt zugeordnet. Ferrit ist eine kristallographische Modifikation des Eisens mit einem kubisch-raumzentriertem Kristallgitter. Reines Eisen liegt bei Temperaturen unter 911 °C als  $\alpha$ -Ferrit vor, zwischen 1.392 °C und dem Schmelzpunkt bei 1536 °C als  $\delta$ -Ferrit. In der  $\gamma$ -Phase bei Temperaturen von 911 °C und 1392 °C liegt es dagegen als Austenit mit einer kubisch flächenzentrierten Kristallstruktur vor, [BH05]

Die Löslichkeit  $\gamma$ -stabilisierender Elemente im Ferrit ist in Zweistoffsystemen begrenzt. Es kann durch Übersättigung und Ungleichgewicht zu metastabilen Zuständen kommen. Eisen-Nickel Legierungen, wie sie hier eingehend untersucht werden, zählen genauso dazu wie Eisen-Kohlenstoffsysteme. Die Löslichkeitsgrenze für Kohlenstoff im  $\delta$ -Ferrit bei 1500 °C liegt bei maximal 0,1 %. In  $\alpha$ -Ferrit kann bei Raumtemperatur maximal ca. 0,001 % Kohlenstoff enthalten sein. Mit zunehmender Temperatur sinkt die Grenze auf Null bei 911 °C ab. Die Löslichkeit von Nickel im  $\alpha$ -Ferrit hingegen nimmt von dieser Temperatur hin zur Raumtemperatur zu, bei 300 °C liegt die Löslichkeitsgrenze bei circa 10 %. Gleichzeitig mit der höheren Löslichkeit für Nickel wird die  $\gamma$ -Phase mit abnehmender Temperatur

kleiner. Der Nickel-Anteil in der  $\gamma$ -Phase steigt an. Ein Konzentrationsausgleich ist durch behinderte Diffusion aufgrund der niedrigen Temperatur nicht mehr möglich. Es entsteht in diesem Zustand ein Ungleichgewicht, anstatt des stabilen Ferrits bildet sich metastabiler Martensit mit einem überhöhtem Nickelanteil, welcher zwangsgelöst ist. Martensit ist gegenüber dem Ferrit tetragonal verzerrt, [BH05].

Eine Stabilisierung der  $\alpha$ -Phase kann erreicht werden, indem Elemente zulegiert werden, welche mit Ferrit vollständig ineinander löslich sind. Hierzu zählt z. B. Chrom bei höheren Temperaturen. Chrom bildet bis zu einem Anteil von ca. 15 % eine einheitliche Phase durchgängigen Ferrits bis zum Schmelzpunkt. Bei normalen Chromanteilen liegt bei Raumtemperatur Ferrit vor, bei sehr hohen Chromanteilen kann sich die Verbindung FeCr bilden, es entsteht eine eigene  $\sigma$ -Phase, [Neb02].

Bei Mehrstoffsystemen mit sowohl  $\alpha$ -stabilisierenden als auch  $\gamma$ -stabilisierenden Elementen können erstere unter Umständen die Wirkung der letzteren verstärken. So dehnt sich bei CrNi-Stählen mit gleich bleibendem Nickelanteil mit zunehmendem Chromanteil zunächst auch der Bereich der  $\gamma$ -Phase zu niedrigeren Temperaturen hin aus. Bei den gängigen nichtrostenden Stählen mit beispielsweise 18 % Cr und 10 % Ni ist daher bei Raumtemperatur überhaupt kein Ferrit mehr enthalten. Erst bei noch höheren Chromanteilen nimmt der Ferritanteil wieder zu.

Als Austenit werden  $\gamma$ -Mischkristalle von Eisen-Legierungen bezeichnet. Im weiteren Sinn wird der Begriff Austenit auch auf andere kubisch-flächenzentrierte Mischkristalle des Eisens übertragen. Austenit ist der Hauptgefügebestandteil vieler nichtrostender Stähle, denen Legierungselemente mit gleicher Kristallstruktur ( $\gamma$ -Öffner)

beigesetzt wurden. Diese erweitern oder stabilisieren den Austenitbereich, (nach [Wik13]).

Austenit ist kubisch-flächenzentriert mit einer maximalen Löslichkeit für Kohlenstoff von ca. 2,06 % bei 1147 °C. Das Gefüge hat eine geringe Härte. Seine Festigkeit kann durch Kaltverformung enorm gesteigert werden. Im Auflichtmikroskop ist das Gefüge wegen seiner geringeren Stapelfehlerenergie an seinen charakteristischen Zwillingsgrenzen erkennbar, (nach [Wik13]).

Austenit ist der Hauptgefügebestandteil vieler nichtrostender Stähle und ist nicht ferromagnetisch. Er kommt bei Raumtemperatur nur in Legierungen vor, in unlegierten und niedriglegierten Stählen wird bei 723 °C (langsame Abkühlung vorausgesetzt) der gesamte Austenit zu Perlit, einem schichtförmig aufgebauten Gemisch aus Ferrit und Zementit, umgewandelt, (nach [Wik13]).

Austenitbildner sind Elemente wie Nickel (Ni), Kobalt (Co), Kohlenstoff (C) und Mangan (Mn), die dem Stahl zulegiert werden, um zu erreichen, dass nach der Abkühlung bei Raumtemperatur ein austenitisches Gefüge vorliegt, (nach [Wik13]).

In technischen austenitischen Legierungen wird der vorliegende Gefügezustand hauptsächlich von den Hauptlegierungselementen Chrom und Nickel bestimmt. Chrom schnürt das  $\gamma$ -Gebiet im Zweistoff System Fe-Cr ein, Abbildung 9a. Bei Stählen mit 13%-50% Cr und  $C \leq 0,1$  % liegt bei Raumtemperatur ein ferritisches Gefüge mit kubisch-raumzentriertem (krz) Gitter vor. Die Elemente Molybdän und Silizium sind ebenfalls Ferritbildner. Karbid- und nitridbildende Elemente wie Vanadium, Wolfram, Titan und Niob stabilisieren auf zwei Arten den ferritischen Mischkristall. Einerseits sind sie



selbst an der Mischkristallbildung beteiligt, andererseits schränken sie durch Abbindung von Kohlenstoff und Stickstoff deren austenitstabilisierende Wirkung ein. Nickel bildet mit Eisen eine kubisch-flächenzentriertes (kfz) Mischkristallreihe und ist somit wie Mangan, Stickstoff und Kohlenstoff ein Austenitbildner (nach [Neb02]).

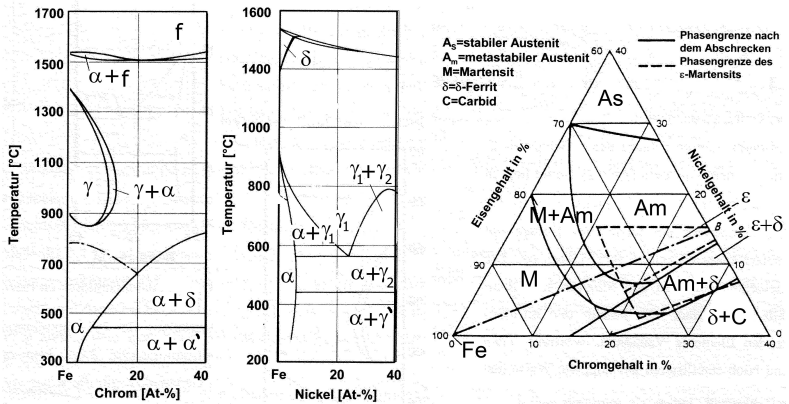


Abbildung 9: Zustandsschaubilder von a) Eisen-Chrom und b) Eisen-Nickel c) Fe-Cr-Ni [WKS85]

Abbildung 9c zeigt das Zustandsschaubild des Dreistoffsystems Fe-Cr-Ni. Die Auswirkungen der austenit- bzw. ferritstabilisierenden Legierungsbestandteile ist über eine Wirksummenberechnung zum Chrom- und Nickeläquivalent möglich. Hierbei sind die Wirkfaktoren der einzelnen Elemente (in Massen-%) ein Maß für das austenit- oder ferritstabilisierende Potential im Vergleich zu den Hauptlegierungselementen Chrom bzw. Nickel:

$$\text{Cr-Äquivalent} = 1Cr + 2Si + 1,5Mo + 5V + 5,5Al + 1,75Nb + 0,5Ti + 0,75W$$

$$\text{Ni-Äquivalent} = 1Ni + 1Co + 0,5Mn + 30C + 0,3Cu + 25N$$

Zur Beurteilung des bei Raumtemperatur vorliegenden Gefüges kann das Schaeffler Diagramm verwendet werden. Dessen Genauigkeit ist laut Maurer eingeschränkt, die eingezeichneten Grenzlinien existieren nicht in der gegebenen Schärfe, da es sich nicht um ein Gleichgewichtsdiagramm handelt. Weiterhin muss beachtet werden, dass bereits chemisch gebundene Anteile der Legierungselemente aufgrund von Karbid- und Nitridbildung für eine Äquivalentberechnung nicht mehr zur Verfügung stehen (nach [Neb02]).

### 3.5 Zyklisches Werkstoffverhalten

Der Begriff des zyklischen Werkstoffverhaltens beschreibt das Verhalten von metallischen Konstruktionswerkstoffen unter einer wiederkehrenden Beanspruchung. Diese Beanspruchung kann, je nach Anwendungsfall, dehnungs- oder spannungsbasiert sein. Im Allgemeinen wird ein Bauteil einer bestimmten äußeren Last ausgesetzt, welche dann innerhalb des Bauteils entsprechend der Spannungsverteilung, die von der Geometrie abhängig ist, Dehnungen erzeugt. Diese sind nach heutigem Stand der Technik maßgeblich für die Ermüdung des Werkstoffs im Sinne der Betriebsfestigkeit, [Mun84].

Die aufgebrachten Lasten können eine konstante Amplitude besitzen oder eine veränderliche Amplitude haben. Für eine Abschätzung des zyklischen Verhaltens, und damit einer Lebensdauerabschätzung, sind konstante Beanspruchungsamplituden wesentlich einfacher zu handhaben, insbesondere wenn der untersuchte Werkstoff sich in Abhängigkeit der Anzahl der ertragenen Schwingspiele hinsichtlich seiner mechanischen Eigenschaften verändert. Die wesentlichen mechanischen Eigenschaften sind in diesem Zusammenhang seine Antwort auf eine gegebene Beanspruchung in Form einer sich einstellenden Spannung oder Dehnung. Ist diese Antwort ebenfalls zeitlich veränderlich, und damit abhängig von der Beanspruchung bzw. dem Fortschritt der Schädigung, spricht man von nicht konstantem Verhalten oder transientem Werkstoffverhalten, siehe Kapitel 3.5.2. Diese Begriffe umschreiben die sich verändernden zyklischen Eigenschaften des Werkstoffs. Liegt ein transientes Werkstoffverhalten vor, führt dies bisher zu einer wesentlichen Unsicherheit in der Lebensdauerabschätzung. Bei Rechnungen nach dem Örtlichen Konzept wird

ein konstantes, unveränderliches zyklisches Werkstoffverhalten angenommen, das Veränderungen nicht berücksichtigt. Folglich wird oft bei transientem Werkstoffverhalten mit Werkstoffparametern eine Lebensdauer abgeschätzt, die in Extremfällen großer Änderungen des Werkstoffverhaltens nur zu einem bestimmten Zeitpunkt seiner Lebensdauer zutreffen, die Zeitpunkte des Lebens davor und danach aber sehr unzureichend beschreiben. Abhilfe besteht in der Möglichkeit, diese Veränderungen genau zu beschreiben (siehe [Mun84]) und während der Lebensdauerabschätzung zu berücksichtigen. Nach Wissen des Autors wird dies aber (noch) nicht in der Praxis umgesetzt, weil der technische Aufwand sehr hoch ist und das Werkstoffverhalten oft unzureichend für jeden vorkommenden Zustand beschrieben werden kann.

### **3.5.1 Ermüdungsverhalten unter zyklischer Beanspruchung**

Klassisch wird das Ermüdungsverhalten von technisch eingesetzten Metallen mittels der Wöhlerkurve nach August Wöhler beschrieben, [Wöh70]. Die von ihm ermittelten Zusammenhänge zwischen Beanspruchung und Lebensdauer von Bauteilen gehen auf Untersuchungen an Eisenbahn-Radsatzwellen Ende des 19. Jahrhunderts zurück. Im heute üblichen Wöhlerdiagramm für spannungs- oder kraftgeregelte Versuche wird die Beanspruchung über der Anrißschwingspielzahl aufgetragen. Die doppelt logarithmische Auftragung der beiden Achsen ergibt im Bereich der Zeitfestigkeit ( $10^4 < N < 10^6$ ) eine Gerade, an sie anschliessend befindet sich für die meisten Stähle der Bereich der Dauerfestigkeit. Unterhalb einer Grenzbeanspruchung in

Höhe der Dauerfestigkeit wird davon ausgegangen, dass keine Anrisse auftreten. Da sich die Wöhlerlinie unter den oben genannten Bedingungen als Gerade darstellt, bietet sich eine mathematische Beschreibung ihrer Eigenschaften an. Basquin, Manson und Coffin formulierten zu diesem Zweck Gleichungen. Für spannungsgeregelte Versuchsführung wird nach Basquin [Bas10] folgende Gleichung (Gl.1) verwendet:

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N_a)^b \quad \text{bzw.} \quad \varepsilon_{a,e} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N_a)^b \quad (1)$$

Hierbei entspricht der Ermüdungsfestigkeitsexponent  $b$  der Steigung der Geraden. Der Ermüdungsfestigkeitskoeffizient  $\sigma'_f$  wird durch den Schnitt der Gerade mit der Ordinate für eine Anrißschwingspielzahl von  $N = 1$  ermittelt.

Für totaldehnungsgeregelte Versuche wird nach Manson und Coffin [Man65] [Cof54] Gleichung 2 verwendet:

$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon'_f \cdot (2N_a)^c \quad (2)$$

Da vorausgesetzt wird, dass die gesamte sich einstellende Dehnungsamplitude ( $\varepsilon_{a,t}$ ) die Summe (das Total) aus plastischen (Index „p“) und elastischen (Index „e“) Dehnungsanteilen ist, können die Gleichungen 1 und 2 zusammengeführt werden zu Gleichung 3 [Man65]:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_a)^b + \varepsilon'_f (2N_a)^c \quad (3)$$

Diese Gleichung beschreibt das Dehnungsverhalten von Stahl-, Aluminium- und Titanwerkstoffen unter zyklischer Beanspruchung über einen weiten Bereich von Schwingspielzahlen und hat sich vor

allem zur Beschreibung dehnungsgeregelter Versuche als zweckmässig erwiesen. Abbildung 10 zeigt schematisch eine Dehnungswöhlerlinie mit in elastische und plastische Dehnungen aufgeteilten Totaldehnungsamplituden.

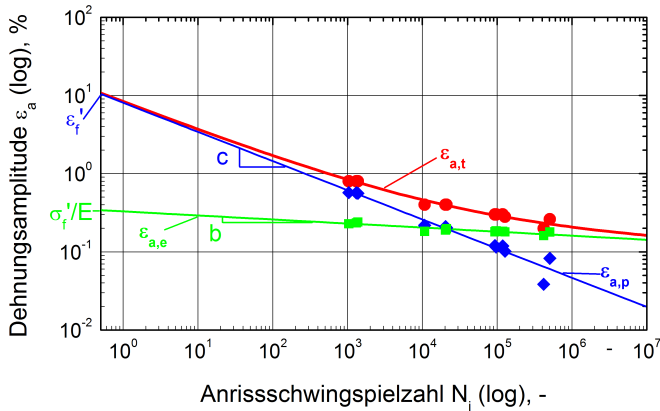


Abbildung 10: Schema Dehnungswöhlerlinie [IMA10]

Die Beschreibung des lebensdauerbezogenen Werkstoffverhaltens unter dehnungskontrollierter zyklischer Beanspruchung hat für zyklisch stabile Werkstoffe Gültigkeit. Über die Aufzeichnung einer stabilisierten Hysterese nach Abbildung 11 wird der Zusammenhang zwischen aufgebrachter Dehnung und sich einstellender Spannung hergestellt. Diese Darstellung entspricht einer elastisch-plastischen Beanspruchung, wie sie im Kurzzeit- und Zeitfestigkeitsbereich typisch ist. Üblicherweise geht der messbare plastische Dehnungsanteil im Bereich von Schwingspielzahlen in Höhe der Dauerfestigkeit gegen Null.

Weiteres wesentliches Mittel zur Charakterisierung des zyklischen

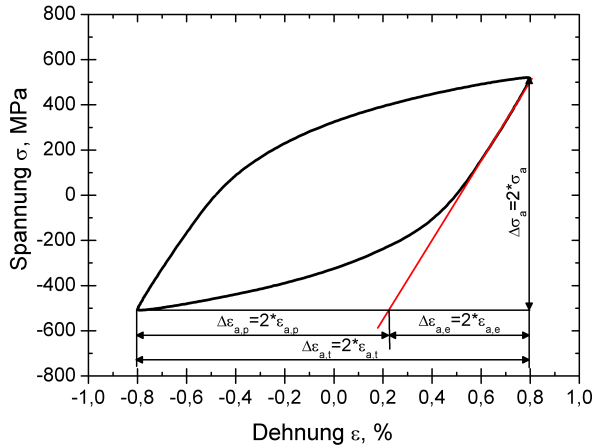


Abbildung 11: Stabilisierte Hysterese (schematisch) [IMA10]

Werkstoffverhaltens ist die zyklische Spannungs-Dehnungs Kurve (ZSDK). Diese Art der Darstellung des zyklischen Verhaltens gibt analog zum quasistatischen Zugversuch Auskunft über das Spannungs-Dehnungsverhalten. Die ZSDK wird anhand von Wertepaaren aus ein- oder mehrstufigen dehnungsgeregelten Versuchen durch Regression berechnet. Der stabilisierte Werkstoffzustand wird bei halber Anrißschwingspielzahl ( $N_a/2$ ) angenommen, [Mun84], [VDE06], [Wag07]. Sollte der Werkstoff nicht zyklisch stabilisieren, also kein Sättigungsverhalten aufweisen, wird dennoch häufig bei halber Anrißschwingspielzahl ausgewertet. Die zyklischen Eigenschaften vor und nach dem Auswertezeitpunkt werden somit der Einfachheit halber vernachlässigt und die dadurch potentiell entstehenden Ungenauigkeiten der Abschätzung der Lebensdauer hingenommen. Grund sind die technischen Herausforderungen an dieser Stelle das reale zyklische Verhalten zu ermitteln und zu nutzen.

Die ZSDK gibt Auskunft über den genauen Verlauf der sich einstellenden Spannung bei gegebener Dehnung, ebenso über die Lage der zyklischen Dehngrenze  $R'_{p0,2}$ . Wird zusätzlich zur ZSDK in das Diagramm die Erstbelastungskurve eingetragen, können Aussagen über das transiente Verhalten des Werkstoffs getroffen werden. Liegen Erstbelastungs- und zyklische Spannungs-Dehnungs Kurve aufeinander, liegt neutrales Werkstoffverhalten vor. Eine über der Erstbelastungskurve liegende ZSDK zeugt von verfestigendem Werkstoffverhalten bis zum Erfassungspunkt der Kurve bei  $N_a/2$ . Die wichtigste Anwendung der ZSDK liegt, neben dem Abschätzen des zyklischen Werkstoffverhaltens, in der Lebensdauerabschätzung nach dem Örtlichen Konzept, [DR07]. Für die Abschätzung der sich einstellenden Dehnungen und Spannungen in einem Werkstoffelement ist die Kenntnis des zyklischen Verhaltens des eingesetzten Werkstoffs unerlässlich.

Die mathematische Beschreibung der ZSDK geht auf Ramberg und Osgood [RO43] zurück, welche mittels des Potenzgesetzes (Gl. 4) den Zusammenhang zwischen Spannungsamplitude und plastischem Dehnungsanteil herstellen:

$$\sigma_a = K' \cdot (\varepsilon_{a,p})^{n'} \quad (4)$$

Der Parameter  $K'$  wird hier als zyklischer Verfestigungskoeffizient eingesetzt, der Parameter  $n'$  ist der zyklische Verfestigungsexponent. Diese beiden Parameter kommen analog auch in der Beschreibung quasistatischer Zugversuche vor. Die Wertepaare können durch eine Ausgleichsgerade beschrieben werden. Bei doppelt logarithmischer Darstellung der Wertepaare Spannungsamplitude - plastische Dehnungsamplitude kann eine Gerade durch die jeweiligen Wertepaare



aller zyklischen Versuche gezeichnet werden. Eine Regression der Versuchspunkte und Verlängerung der Ausgleichsgerade bis zu einer plastischen Dehnung von 100% ergibt die Größe des Koeffizienten  $K'$ , der Koeffizient  $n'$  beschreibt die Neigung der Geraden, Abbildung 12. Von besonderem Interesse sind die Veränderungen

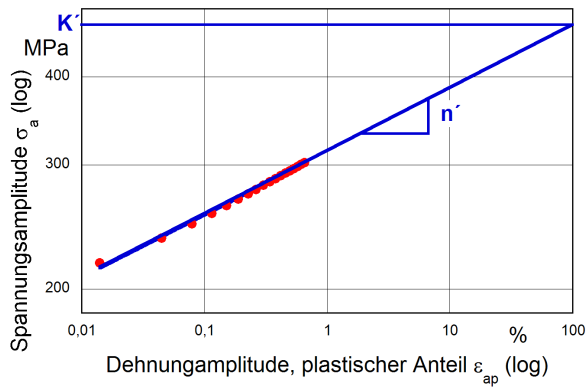


Abbildung 12: plastischer Dehnungsanteil (schematisch), Koeffizienten [IMA10]

der ZSDK für den Einsatz der zyklischen Kennwerte in gekoppelten Umform- und Lebensdauerrechnungen auf Finite Elemente Basis. Der klassische Ablauf einer Lebensdauerabschätzung besteht hierbei aus mehreren Schritten. Die genaue Kenntnis der eingestellten Umformgrade ergibt sich aus einer Umformsimulation. Hier kann jedem finiten Element eines Bauteilmodells abhängig von der tiefgezogenen Geometrie eine Blechdicke und ein Umformgrad rechnerisch zugeordnet werden. Dieser Umformgrad ist abhängig von der Geometrie des fertigen Bauteils und dem eingesetzten Werkstoff. Grundlage für die Berechnung des Umformverhaltens ist die Grenzformänderungskurve des Werkstoffs, welche in quasistatischen Versuchen ermittelt

wird. Ist die Umformsimulation erfolgreich abgeschlossen, werden die berechnete Geometrie sowie die zu jedem Element berechneten Blechdicken und Umformgrade an die anschliessende Finite Elemente Rechnung übergeben. Mittels FEM wird der Zusammenhang zwischen äußeren Lasten und lokaler Werkstoffbeanspruchung hergestellt. Im anschliessenden Postprocessing werden die errechneten Beanspruchungen der Lebensdauerrechnung übergeben. Auf Basis des Örtlichen Konzepts werden nun mit Hilfe von zyklischen Kennwerten (ZSDK) die Beanspruchungen in Form von Dehnungen und Spannungen für jedes Element des Bauteils unter der eingestellten äußeren Beanspruchung berechnet.

Die errechnete linear elastische Beanspruchung wird z. B. mit Hilfe der Neuber Abschätzung [Neu61] und der für den jeweiligen Werkstoff bekannten zyklischen Spannungs-Dehnungskurven einer lokalen elastisch-plastischen Werkstoffbeanspruchung zugeordnet. Sind die Spannungen und Dehnungen jedes Elements bekannt, kann mittels eines Schädigungsparameters (z. B. [SWT70]) die Schädigung pro Lastspiel berechnet werden. Die Dehnungswöhlerlinie ist hierbei zentrales Element. Sie stellt die Verbindung zwischen Dehnungsamplitude und Lebensdauer her. Für jede vorkommende Dehnung kann eine Anrißlebensdauer abgelesen oder berechnet werden. Eine einmalige Beanspruchung der aufgetragenen Höhe entspricht dann einer Schädigung  $d$  von  $1/\text{Anrißlebensdauer}$ . Für viele Beanspruchungsstufen werden die einzelnen Schädigungen  $d$  linear zu einer Gesamtschädigung  $D$  addiert und in Abhängigkeit ihrer Häufigkeit eine Gesamtlebensdauer in Form von Schwingspielen bis Anriß ausgegeben. Es wird angenommen, dass bei einer Schädigung größer 1 ein Versagen auftritt, wobei der Parameter  $D$  das Verhältnis von Beanspruchung zu Beanspruchbarkeit beschreibt.

Aufgrund der Vielzahl veränderlicher Parameter ergeben sich bei diesem Vorgehen mehrere Faktoren, welche den Gesamtaufwand erheblich beeinflussen. Ein Faktor ist die Kenntnis des genauen Umformgrades jedes Elementes des Bauteils. Dieser ergibt sich aus der Umformsimulation, sofern die Werkstoffkennwerte wie Fließkurve, Blechdicke und Rückfederungseigenschaften richtig erfasst und in der Umformsimulation umgesetzt werden. Zwingend notwendig ist weiter die exakte Beschreibung der zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurven für jeden Umformzustand des fertigen Bauteils. Die ortsaufgelöste ZSDK stellt eine große experimentelle Hürde dar, Versuche zu deren Bestimmung sind technisch komplex. Zyklische Kennwerte sind, wenn überhaupt, oft für einen Werkstoff im Anlieferungszustand bekannt. Die Ermittlung der Kennwerte ist mit einem hohen Versuchsaufwand verbunden, speziell, wenn mehrere Umformzustände erfasst werden sollen. Dieser Faktor macht das beschriebene Vorgehen daher für die meisten industriellen Anwendungen unwirtschaftlich.

Aus dieser Notwendigkeit heraus wurden mehrere Alternativverfahren entwickelt, welche aufwändige und teure Versuche zur Ermittlung zyklischer Kennwerte in Abhängigkeit der Umformung vermeiden, [Mas00], [Wag07], [Hat04] und [HZS06] .

### 3.5.2 Transientes Werkstoffverhalten

Werden durch die äußere Beanspruchung im Experiment oder realer Beanspruchung plastische Dehnungsanteile im Werkstoff hervorgerufen, kann , je nach Werkstoff, oft nicht mehr von einem über

die Lebensdauer konstantem Werkstoffverhalten ausgegangen werden. Die Antwort des Werkstoffs in Form einer Spannung auf eine vorgegebene Dehnung wird sich für manche Werkstoffe verändern. Je nach Werkstoff und Werkstoffzustand kann die sich einstellende Spannungsamplitude verringert oder erhöht sein, [Mun84]. Dieses Verhalten wird als Ver- bzw. Entfestigung bezeichnet, der Werkstoff verhält sich transient. Umgekehrt kann sich bei spannungsgeregelter Versuchsführung die Dehnungsantwort des Werkstoffs verändern, eine Verfestigung bedingt eine Abnahme der plastischen Dehnungsanteile und Totaldehnungsanteile über der Versuchszeit. Die möglichen transienten Verhaltensmuster sind qualitativ in Tabelle 2 dargestellt.

In spannungsgeregelten Versuchen ( $\sigma_a = \text{konst.}$ ) verändern sich aufgrund der Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge die Totaldehnungsanteile ( $\varepsilon_{at}$ ) sowie die plastischen Dehnungsanteile ( $\varepsilon_p$ ). Im Falle einer Verfestigung sinken bei konstanter Spannungsamplitude die plastischen und die Totaldehnungsanteile ab. Bei gegebener Beanspruchung stellen sich über der Lebensdauer geringere Dehnungen ein, die rechnerische Lebensdauer, welche primär von der Dehnung abhängig ist, steigt an. Für den Fall von totaldehnungsgeregelten Versuchen ( $\varepsilon_{at} = \text{konst.}$ ) verändern sich aufgrund des transienten Werkstoffverhaltens die Spannungsamplituden sowie die plastischen Dehnungsamplituden. Im Falle einer Verfestigung steigt die sich einstellende Spannungsamplitude mit fortschreitender Lebensdauer an, der plastische Dehnungsanteil an der Gesamtdehnung nimmt ab. Das Verhältnis plastischer Dehnung zu elastischer Dehnung verschiebt sich in Richtung elastischer Dehnung. Bei plastisch dehnungsgeregelten Versuchen ( $\varepsilon_{pl} = \text{konst.}$ ) führt eine zyklisch bedingte Verfestigung zu einem Anstieg der Gesamtdehnungsamplitude und der Spannungsamplitude. Diese Veränderungen sind ursächlich für die in Kapitel

Regelgröße	Hystereseschleifen	Werkstoffreaktion
$\sigma_a$ (R=-1)		
$\varepsilon_{a,t}$ (R=-1)		
$\varepsilon_{a,p}$ (R=-1)		

Tabelle 2: Werkstoffreaktionen zyklisch, nach [Bas99]

3.5.1 beschriebenen Unsicherheiten der Lebensdauerabschätzung.

Spannungsgeregelte Versuche mit Mittelspannung können im Bereich plastischer Verformung des Werkstoffs zu zyklischem Kriechen führen, es stellen sich teils erhebliche Mitteldehnungen ein. Diese Art der Versuchsführung wird daher nicht betrachtet. Probleme stellen ebenfalls totaldehnungsgeregelte Versuche mit konstanter Mitteldehnung dar. Hier relaxiert bei plastischer Verformung die Mittelspannung schnell gegen Null, es bleibt ein Versuch mit leicht gelängter

Probe (um den Wert der vorgegebenen Mitteldehnung), welche ähnliche Spannungsamplituden und Lebensdauern erreicht wie ein Versuch bei  $R_\epsilon = -1$ . Die zyklischen Kennwerte ändern sich hierdurch jedoch nicht.

Der Begriff „transientes zyklisches Verhalten“ beschreibt ein nicht stabiles zyklisches Werkstoffverhalten über der Schwingspielzahl. Insbesondere die drei eingehend untersuchten metastabilen austenitischen Stähle (vgl. Kapitel 5) weisen ein transientes zyklisches Verhalten auf. Ihre zyklischen Eigenschaften ändern sich abhängig von der Höhe und der Häufigkeit der zyklischen Beanspruchung. Eine feste, unveränderliche Spannungs-Dehnungskurve ist somit nicht eindeutig. Ob sie immer zutreffend ist, hängt vom zyklischen Gleitverhalten und der Stabilität des Gefüges ab. Für metastabile Werkstoffe hängen die zyklischen Reaktionen damit von der Umwandlung und/oder der Schädigung ab. Das Phänomen des transienten Verhaltens beschreibt nicht die Veränderung des zyklischen Verhaltens durch Vorreckung (vgl. Kapitel 6.4), sondern eine fortlaufenden Veränderung der zyklischen Spannungsreaktion der Werkstoffe unter dehnungsgeregelter Beanspruchung. Diese werden zwar durch eine quasistatische Vorreckung beeinflusst, ursächlich für die fortlaufende Veränderung im Sinne der Transienz sind aber zyklische Ver-/Entfestigungseffekte als Folge einer zyklischen Beanspruchung.

In der Regel wird bei der Beschreibung des zyklischen Verhaltens eines Werkstoffs, z. B. durch dehnungsgeregelte Versuche und deren anschließende Auswertung davon ausgegangen, dass sich der Werkstoff über seine gesamte Lebensdauer bis Anriß zyklisch konstant verhält. Die gängige Norm sieht dies ebenfalls vor, siehe Kapitel 3.7 und [VDE06]. Neutrales Werkstoffverhalten kann anschaulich

durch die Wechselverformungskurve charakterisiert werden. Haben die Spannungsextrema über die gesamte Lebensdauer bis Anriß eine konstante Amplitude, verändert der Werkstoff seine Eigenschaften nicht, er ist neutral (Abbildung 13).

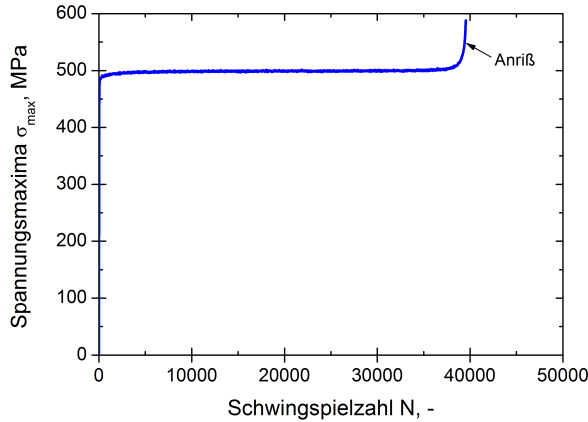


Abbildung 13: Wechselverformungskurve, neutrales Werkstoffverhalten [IMA10]

Ist ein beliebiger Werkstoff Gegenstand einer Charakterisierung durch dehnungsgeregelte Versuche, wird bei einstufigen Versuchen nach dem Stahl-Eisen Prüfblatt SEP1240 [VDE06] pro Versuch jeweils nur das Spannungs-Dehnungspaar betrachtet, welches sich bei der halben Anrißlebensdauer ( $N_a/2$ ) einstellt. Sollte der Werkstoff vor oder nach diesem Zeitpunkt ein abweichendes zyklisches Spannungs-Dehnungs Verhalten aufweisen, wird dieses in normalen Auswertungen nicht berücksichtigt.

Je nach Werkstoff kann sich jedoch eine deutliche Veränderung der Reaktionen in Spannungsrichtung bei vorgegebener Dehnungsamplitude während eines LCF Versuchs ergeben. Typische Werkstoffe

welche hier besonders stark abweichen sind bestimmte Aluminiumlegierungen und metastabile Werkstoffe (Austenite sowie Werkstoffe mit TWIP/TRIP Effekt). Diese Werkstoffe verfestigen teilweise stark unter zyklisch-plastischer Beanspruchung und ändern dadurch fortwährend ihre zyklischen Eigenschaften mit zunehmender Schwingenspielzahl bzw. Schädigung.

Umgekehrt kann auch eine starke Entfestigung stattfinden. Bei konstanter Dehnungsamplitude werden die sich einstellenden Spannungsamplituden im Verlauf des Versuchs immer kleiner. Eine Übersicht über die möglichen Werkstoffreaktionen wurde bereits in Tabelle 2 gegeben.

Bei stark vorverformten Werkstoffen kann es zu einer Kombination mehrerer Effekte kommen. Z.B. können die Wechselverformungskurven zu Anfang der zyklischen Belastung stark abfallen. Andere Effekte, wie z. B. zyklische Verfestigung lassen die Kurve im weiteren Verlauf wieder ansteigen. Die Berücksichtigung dieser Eigenschaften ist besonders schwierig, da eine überlagerte Kombination von ver- und entfestigenden Reaktionen auftritt. Diese in einer Lebensdauerabschätzung zu vernachlässigen kann jedoch, abhängig vom Werkstoff, zu großen Einbußen der Vorhersagegüte führen.

Die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe und bisher vorgestellten Ergebnisse sind sämtlich von dem Phänomen des transienten Werkstoffverhaltens betroffen. Die in Kapitel 6.4 vorgestellten Gleichungen zur Vorhersage zyklischer Kennwerte werden in zwei Gruppen unterteilt, nach ein- und mehrstufiger Versuchsführung. Diese Unterscheidung ist aufgrund der zyklischen Verfestigung der untersuchten metastabilen Austenite notwendig.



### 3.6 Zyklisches Verhalten anderer Werkstoffe

Viele Faktoren können das zyklische Verhalten eines bestimmten Werkstoffs beeinflussen. Das sind z. B. wie bereits diskutiert die Umformung. Aber auch Wärmebehandlungen können eine erhebliche Verfestigung erzielen, wenn der Werkstoff für eine solche Behandlung geeignet legiert ist. Ein Beispiel sind die „Bake-Hardening“ Stähle, welche speziell entwickelt wurden, um im Karosseriebereich eingesetzt zu werden. Ihre Verfestigung beruht auf einer Wärmebehandlung während des Lackeinbrennens in der Fertigung. Es werden durch den Lackeinbrennprozess Verfestigungsmechanismen angesprochen, welche die Zugfestigkeit der Werkstoffe deutlich anheben können.

Abbildung 14 zeigt die Erstbelastungskurve (dünn gezeichnet) und die zyklische Spannungs-Dehnungskurve des Werkstoffs HX180BD (Kaltband, Bake-Hardening Stahl, EN 10292, Werkstoffnummer 1.0914, 20 Minuten bei 170°C). Abbildung 15 zeigt die Erstbelastungskurve (dünn gezeichnet) und die zyklische Spannungs-Dehnungskurve des Werkstoffs HX220BD (Bake-Hardening Stahl, EN 10292, Werkstoffnummer 1.0919, 20 Minuten bei 170°C).

Beide Werkstoffe zeigen einen sehr geringen Einfluss der Bake-Hardening (BH) Behandlung auf die zyklische Festigkeit. Obwohl die Erstbelastungskurve stark von der BH Behandlung angehoben wird, verschwindet dieser Effekt während der zyklischen Beanspruchung fast vollständig. Gerade bei Dehnungsamplituden größer als 0,6% sind keine praktischen Unterschiede in der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve mehr vorhanden. Die durch die Wärmebehandlung

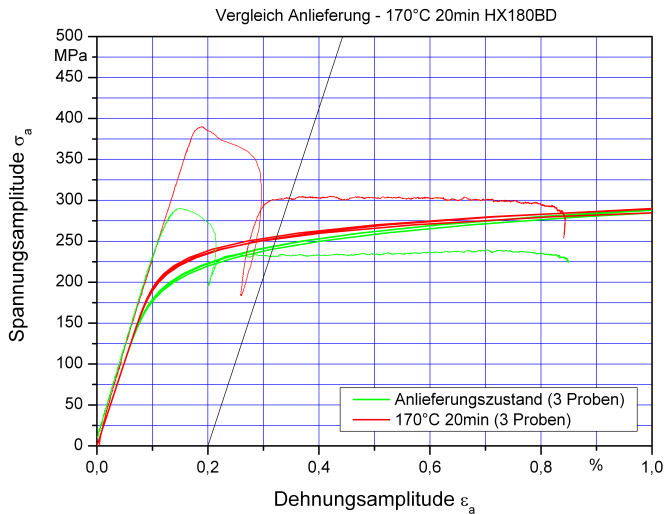


Abbildung 14: Vergleich HX180 mit und ohne Bake-Hardening Behandlung [VD110]

eingestellten Verfestigungen sind fast vollständig reversibel und bleiben nicht dauerhaft zyklisch erhalten. Es handelt sich hierbei um einen anderen werkstoffkundlichen Effekt als bei den metastabilen Austeniten, welcher hier auf einer Versetzungsanhäufung und Behinderung der Versetzungsbewegung beruht und nicht in einer Phasenumwandlung begründet ist. Daher ist eine plastische Verformung imstande die Festigkeitssteigerung rückgängig zu machen. Die Versetzungsdichte während der ersten Schwingspiele nimmt stark ab und stabilisiert sich auf einem Niveau nur knapp über der unbehandelten Proben. Der Effekt kann nur aufgehoben werden, wenn plastische Verformungen auftreten.

Deutlichere Verbesserungen der zyklischen Festigkeit lassen sich durch Umformen bei Werkstoffen mit anderen Legierungskonzepten

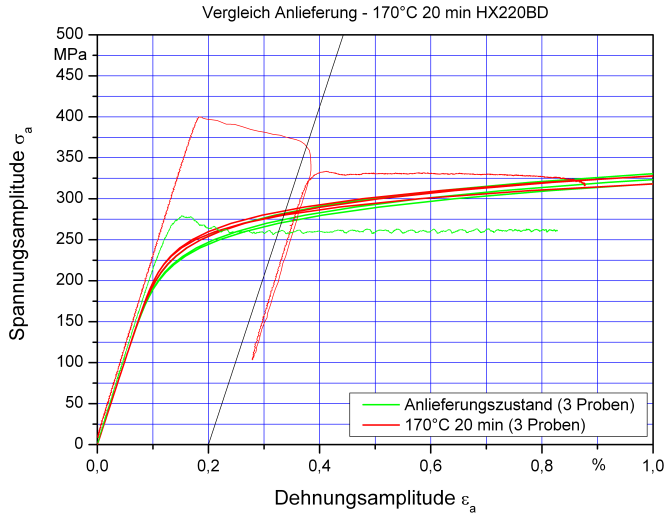


Abbildung 15: Vergleich HX220 mit und ohne Bake-Hardening Behandlung [VD110]

erzielen. Ferrit-Bainitphasenstähle weisen eine hohe Festigkeit und gute Kaltumformbarkeit mit einer feinen Mikrostruktur auf. Der Ferritanteil gewährleistet hier eine hohe Umformbarkeit. Die hier eingestellten Vorreckungen sind sowohl einachsige, als auch mehrachsige eingestellt worden. Die jeweiligen Vergleichsumformgrade sind im Diagramm angegeben. Die Umformungen „7“, „15“, „PS1“ und „PS2“ sind jeweils einachsige, bzw. plane-strain ( $\varphi_2 = 0$ ) Umformungen. Eine sehr geringe zyklische Verfestigung ist hierbei zu erkennen, die Kurven liegen eng beieinander. Erst die mehrachsigen Umformungen „VN“ und „VH“ zeigen einen ausgeprägten Einfluss auf die zyklische Festigkeit. Eine weitere Eigenschaft des Werkstoffs ist die kontinuierliche zyklische Entfestigung während der durchgeführten Versuche. Abbildung 17 zeigt beispielhaft die Wechselverformungs-

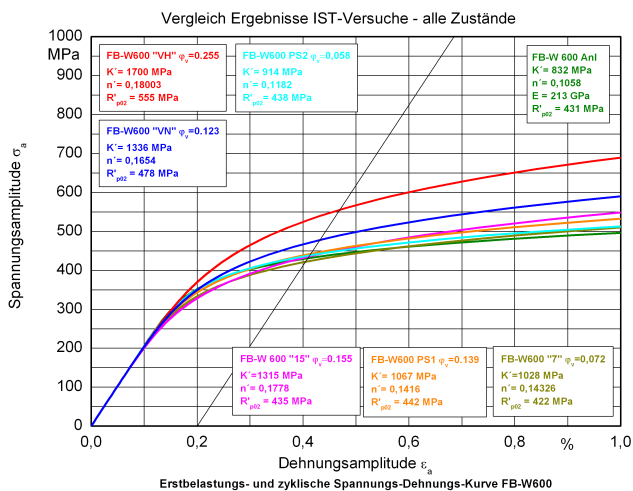


Abbildung 16: ZSDK aus IST FB-W600 für versch. Umformgrade [FAT]

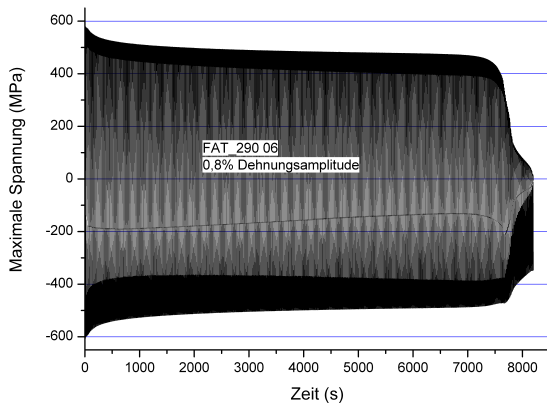


Abbildung 17: Wechselverformungskurve FB-W600 bei 8 ‰ Dehnungsschwingweite, Einstufenversuch [FAT]

kurve für den Werkstoff unter konstanter Beanspruchung. Es findet bis zum Anriß eine konstante Entfestigung statt, welche in den ersten Schwingspielen etwas stärker ausgeprägt ist als im Rest des Versuchs. Das Umformen bedingt also eine Verfestigung, es entsteht durch die zyklische Beanspruchung jedoch keine sekundäre Verfestigung welche durch die plastischen Verformungen hervorgerufen wird. Die Verfestigung scheint aufgrund der Werkstoffeigenschaften zumindest teilweise reversibel zu sein. Selbst bei kleinen Beanspruchungen tritt dieses Verhalten in ähnlicher Ausprägung auf [FAT]. Abbildung 16 zeigt die zyklischen Spannungs-Dehnungskurven für den Werkstoff FB-W600 in verschiedenen Umformzuständen im Vergleich zum Anlieferungszustand.

### 3.7 Versuchstechnik

Alle nachfolgend gezeigten Versuchsergebnisse basieren auf dehnungsgeregelten Versuchen an ebenen Feinblechproben. Die Versuche wurden nach dem Stahl-Eisen-Prüfblatt für die Ermittlung zyklischer Kennwerte, SEP1240 [VDE06], durchgeführt. Die verwendete Probengeometrie (Abbildung 18) hat sich für diese Art der Versuche bewährt, die Nutzung identischer Geometrien gewährleistet weiterhin eine Vergleichbarkeit der erzielten Ergebnisse. Die so ermittelten Kennwerte lassen sich mit anderen Quellen vergleichen und bieten eine sehr gute Transparenz und Nachvollziehbarkeit. Die Probenform ist so gestaltet, dass im parallelen Probenbereich von 12 mm Länge eine homogene Spannungs- und Dehnungsverteilung herrscht. In diesem Bereich wird mittels aufgesetztem Feindehnungsaufnehmer die eingestellte Dehnung gemessen. Es wurden für alle Versuche Dehnungsaufnehmer der Firma Sandner, Typ EXA 10-1 mit einer Messlänge von 10mm verwendet. Die Dehnungsaufnehmer werden seitlich auf der Schnittkante der Probe reibschlüssig fixiert. Die voreingestellte Anpresskraft muss sorgfältig gewählt werden, um ein Einschneiden der Fühler der Dehnungsaufnehmer in den Werkstoff zu vermeiden. Zu hohe Anpresskräfte führen zu einem vorzeitigen Probenausfall durch das Einarbeiten der Schneiden in den Werkstoff, das Ergebnis des Versuchs wird ungültig. Die Probe wird nach Prüfvorschrift zwischen zwei mit Teflonfolie ausgekleideten Knickstützplatten geführt. Im Druckbereich wird hierdurch ein Ausknicken der dünnen Feinblechstreifen verhindert, gleichzeitig ist der Einfluss der Reibung durch die Teflongleitflächen minimal. Der Aufbau der Knickstütze ist in Abbildung 19 dargestellt. Die gesamte Einheit Probe/Knickstütze wird in einem Paar hydraulischer

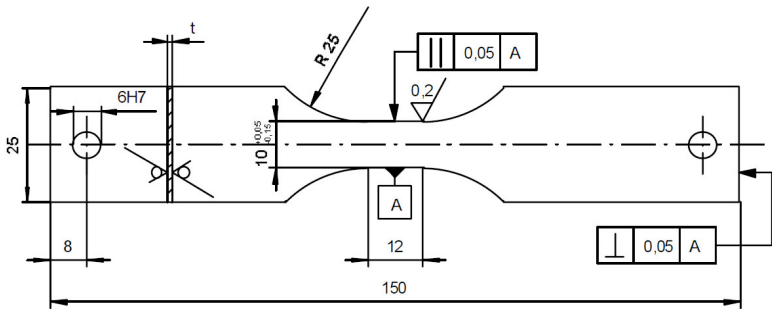


Abbildung 18: LCF Probengeometrie, aus [VDE06]

Keilspannzeuge fixiert, Abbildung 20. Die hydraulischen Keilspannzeuge ermöglichen sehr hohe Haltekräfte bei gleichzeitig optimaler axialer Flucht der Einspannungen. Ein Verdrehen der Proben wird durch zwei seitlich angebrachte Führungen mit Linearlagern ausgeschlossen. Das obere Keilspannzeug ist über eine Kraftmessdose

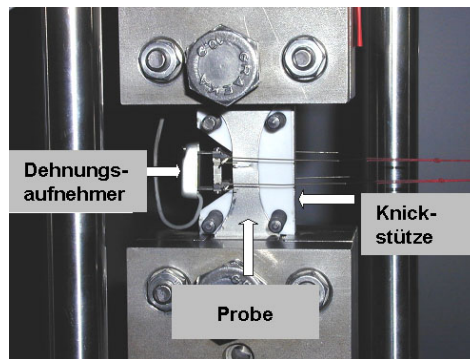


Abbildung 19: LCF Probe in Knickstütze

mit dem oberen Querhaupt des Lastrahmens verbunden. Der servohydraulische Zylinder wirkt auf das untere Keilspannzeug, so dass

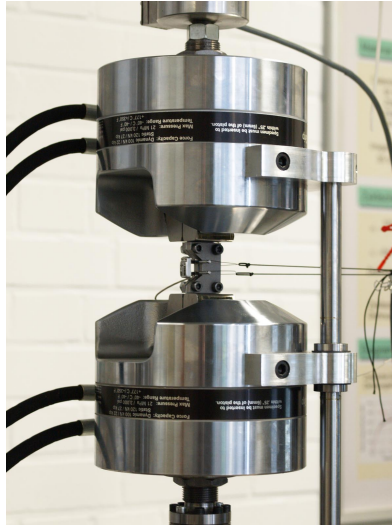


Abbildung 20: Prüfstand LCF Versuche, hydraulisches Keilspannzeug

der Kraftfluss geschlossen ist. Die Zylinderbewegung wird durch ein Servoventil gesteuert. Der gesamte Versuch findet dehnungskontrolliert statt, maßgeblich sind die Messwerte des Dehnungsaufnehmers. Die entstehenden Kräfte werden von der Kraftmessdose als Hilfsgröße in elektrische Signale gewandelt. Ein digitaler Regler der Firma MTS regelt in einem geschlossenen Regelkreis die Dehnung. Der Versuch kann geregelt werden über die gemessene Totaldehnung oder als online berechnete plastische Dehnung. Im ersten Fall entspricht die Totaldehnung dem Meßsignal des Dehnungsaufnehmers. Im Modus plastischer Dehnungsregelung wird ebenfalls physikalisch die Totaldehnung gemessen, das Meßsignal im Regler aber online nach elas-



tischen und plastischen Dehnungsanteilen aufgeteilt, Gleichung 5:

$$\varepsilon_{pl} = \varepsilon_{total} - \varepsilon_{el} \quad (5)$$

Dazu werden die Größen Elastizitätsmodul und Probenquerschnitt in der Software vorgegeben. Aus dem Messgrößen Totaldehnung und Kraft rechnet diese unter Verwendung des Hook'schen Gesetz (vgl. Gleichung 6) die Anteile der elastischen und plastischen Dehnung in nahezu Echtzeit aus.

$$\varepsilon_{el} = \frac{F}{E \cdot A} \quad (6)$$

Die jeweiligen elastischen und plastischen Anteile der Gesamtdehnung stehen somit direkt als berechnete Größen zur Verfügung und können zur Regelung des Versuchs verwendet werden. Die eigentliche Versuchsführung ist jedoch immer totaldehnungsbasiert. Die Amplitude der Totaldehnung wird im Modus der plastischen Dehnungsregelung über eine fortlaufende Kompensation so angepasst, dass sich die Amplitude der gewünschten plastischen Dehnung als konstant einstellt (Kaskadenregelung). Bei einer Ver- oder Entfestigung des Werkstoffs wird dementsprechend die Totaldehnungsamplitude so angepasst, dass wieder die vorgegebenen plastischen Anteile auftreten. Als Signalform wird immer ein reiner Sinus verwendet. Diese Signalform hat den Vorteil weicher Umkehrpunkte, welche eine unbeabsichtigtes Rutschen des Dehnungsaufnehmers, besonders bei hohen Versuchsfrequenzen, vermeiden hilft.

Die an den Proben durchgeführten Versuche lassen sich in zwei Gruppen einteilen. Die erste Gruppe bilden Versuche mit konstanten einstufigen Dehnungsamplituden. Diese Art der Versuchsführung entspricht der SEP1240 [VDE06]. Auf drei vorgegebenen Deh-

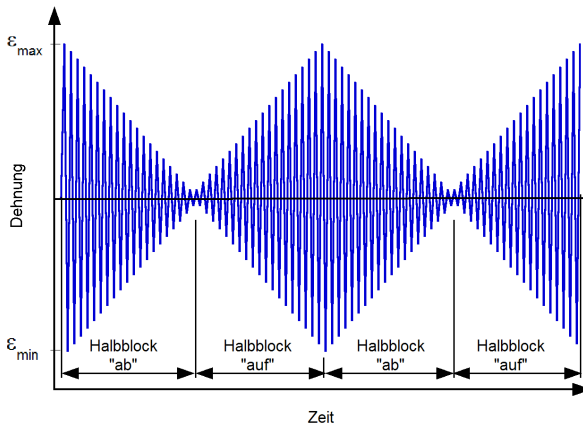


Abbildung 21: Dehnungs-Zeitverlauf Incremental Step Test [VDE06]

nungshorizonten werden je drei Proben mit konstanter Dehnungsamplitude und Frequenz bis zum Bruch bzw. Anriß geprüft. Die in dem Prüfblatt vorgegebenen Dehnungshorizonte dienen der Vergleichbarkeit der Versuche untereinander und haben sich als gute Basis bewährt, um die zyklischen Eigenschaften in einem weiten Schwingenspielzahlbereich zu beschreiben. Weitere drei Proben werden auf beliebigen anderen Horizonten gefahren, je nach Werkstoff und interessierender Schwingenspielzahl. Sie können somit je nach Zielrichtung des Versuchs festgelegt werden, um den besonders relevanten Dehnungsbereich genauer zu beschreiben. Aus jedem Versuch wird je ein Wertepaar zur Berechnung der Dehnungswöhlerlinie und der zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurve verwendet. Die beiden relevanten Werte sind jeweils Dehnungsamplitude/Schwingenspielzahl und Dehnung/Spannung. Diese Wertepaare lassen sich direkt in die Dehnungswöhlerlinien- bzw. Spannungs-Dehnungskurvendiagramme eintragen. Eine Regression über die Punkte führt zu den eigentlichen

Kurven.

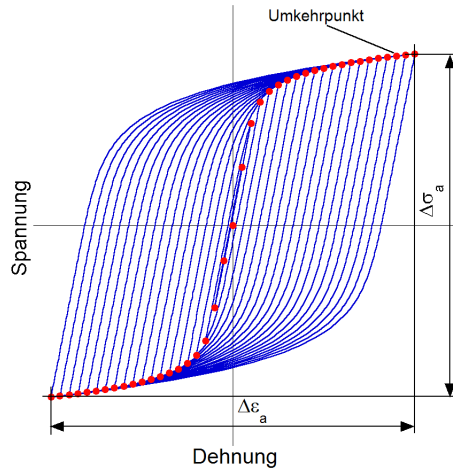


Abbildung 22: Umkehrpunkte IST [VDE06]

Versuche mit variabler Dehnungsamplitude und Frequenz bilden die zweite Gruppe der verwendeten Versuchsführungen. Hier wurde ausschließlich der *Incremental Step Test* (IST) [WM06] verwendet. Dieser Versuch ermöglicht mit nur einer Probe die Ermittlung der zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurve. Hierzu wird die Probe fortlaufend blockweise mit stufenweise an- und absteigenden Amplituden beaufschlagt. Ein ansteigender Block besteht aus 40 Stufen à 0,02 % Dehnungszunahme. Somit liegt in dem hier betrachteten Fall die maximale Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{at,max}$  bei 8 ‰. Direkt anschließend wird die Dehnungsamplitude in identischen Schritten wieder bis Null reduziert, siehe Abbildung 21. Diese Abfolge von auf- und abklingenden Blöcken wird bis zum Bruch der Probe wiederholt. Im Gegensatz zum einstufigen Dehnungswöhlerversuch folgen niemals zwei gleiche Amplituden aufeinander, so dass unmittelbar kein Zu-

sammenhang zwischen Beanspruchung und Lebensdauer hergestellt wird. Obwohl die zyklische Spannungs-Dehnungskurve in sehr kurzer Zeit an nur einer Probe ermittelt wird, bietet dieser Versuch nicht die Möglichkeit einer Aussage über die Lebensdauer des Werkstoffs in Form einer Dehnungswöhlerlinie. Es bestehen Ansätze, aus der ZSDK eine Dehnungswöhlerlinie abzuschätzen [Wag07]. Diese sind jedoch werkstoffspezifisch für andere Werkstoffklassen formuliert. Setzt man sie für gänzlich andere Legierungstypen ein, sinkt die Güte der Vorhersage auf ein sehr geringes Niveau. Sie werden in dieser Arbeit daher nicht verwendet. Die Auswertung der IST Versuche erfolgt bei  $N_a/2$ , indem ein aufsteigender Block von Hysteresen ausgewertet wird. Jeder Umkehrpunkt der Hysteresen der 40 aufsteigenden Beanspruchungsstufen wird ermittelt, die ermittelten Wertepaare Spannung/Dehnung werden ausgewertet.

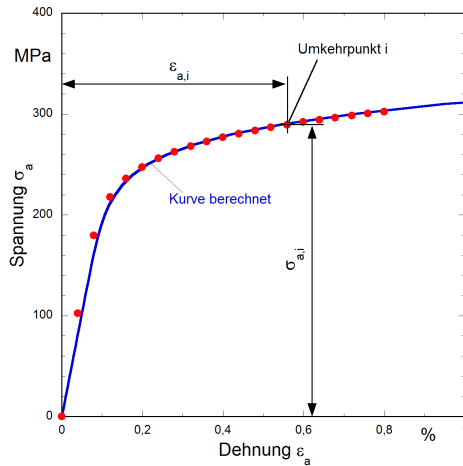


Abbildung 23: Regressionskurve durch Umkehrpunkte ZSDK [IMA10]

Die Mitteldehnungen und -spannungen werden hierbei in der Lastfolge als vernachlässigbar angenommen. Daher beschreiben die ermittelten Umkehrpunkte genau die zyklische Spannungs-Dehnungskurve im ersten Quadranten (vgl. Abbildung 22). Nach einer Regression der Werte kann die zyklische Spannungs-Dehnungskurve durch die zugehörigen Wertepaare  $(\sigma_{ai}, \varepsilon_{ai})$  gezeichnet werden, Abbildung 23.

## 4 Aufgabenstellung

Die potentiellen Probleme der Bewertung der zyklischen Festigkeit wurden in Kapitel 3 auf vielfältige Weise aufgezeigt. Mehrere Faktoren beeinflussen das Festigkeitsverhalten über die nutzbare Lebensdauer eines Stahlwerkstoffs für Feinblechanwendungen. In vielen Fällen führen Umformungen zu einer geänderten zyklischen Spannungsantwort. Diese kann durch Ver- oder Entfestigung erfolgen. Die Mechanismen, auf welchen die Änderungen beruhen sind jedoch vielfältig und stark legierungsabhängig. Meist werden sie daher nicht berücksichtigt. Zyklische Kennwerte werden für den Anlieferungszustand aufgenommen und die Unsicherheit durch die Veränderungen der zyklischen Kennwerte werden nicht in der Lebensdauerabschätzung berücksichtigt. Für viele Stahlwerkstoffe ist dieses Verfahren technisch sinnvoll, da keine großen Veränderungen durch das Umformen auftreten.

Weiterhin führen sekundäre, zyklische Verfestigungen unter bestimmten Umständen zu Veränderungen der zyklischen Eigenschaften gegenüber dem „Nennzustand“ bei halber Anrißlebensdauer. Hier sind insbesondere Aluminium, aber auch metastabile, austenitische Werkstoffe betroffen. Während bei Aluminium oft die Verfestigung über die Behinderung der Versetzungsbewegung stattfindet, sind die metastabilen Austenite teilweise stark geprägt von Veränderungen welche die Phasenzusammensetzung betreffen. Speziell die Umwandlung von Austenit in Martensit ist hier Ausschlag gebend. Diese Umwandlung ist, ganz im Gegensatz zu Versetzungsdichteerhöhungen, z. B. bei Bake-Hardening Stählen, nicht reversibel.

In der Gruppe der metastabilen Austenite treffen zwei potentielle

Verfestigungen zusammen. Zum einen findet durch statisches Vorrecken eine Verfestigung statt. Diese lässt sich statisch wie zyklisch nachweisen. Sie beruht sowohl auf einer Phasenumwandlung, als auch auf einer gesteigerten Versetzungsdichte. Diese Effekte sind phänomenologisch im Versuchsergebnis nicht voneinander zu trennen. Während der zyklischen Beanspruchung in den LCF Versuchen findet teilweise zusätzlich eine zweite, sekundäre Verfestigung statt. Diese zyklische Verfestigung hängt von der Höhe der Beanspruchung ab, vgl. Abbildung 3. Diese Arbeit soll eine Methode aufzeigen, die es ermöglicht, für die speziellen mechanischen und werkstoffkundlichen Eigenschaften der austenitischen Edelstähle eine Vorhersage des zyklischen Verhaltens in Abhängigkeit des Umformgrades zu treffen und die zyklische Alterung zu beschreiben. Dabei steht insbesondere der Einfluss der Vorreckung auf das zyklische Spannungs-Dehnungsdiagramm im Fokus. Hier kann mittels dehnungsgeregelten LCF Versuchen ermittelt werden, welche Änderung der zyklischen Festigkeit der Werkstoff durch eine Umformung erfährt. Zusätzlich kann durch mehrere Auswertungen der Festigkeit zu verschiedenen Zeitpunkten der Alterung der Verlauf der einer Ver- oder Entfestigung dokumentiert werden. Es lassen sich die Effekte der Verfestigung durch zyklische Verfestigung (Martensitbildung) von versetzungsbedingten Verfestigungen zumindest teilweise trennen, indem der Verlauf der Spannungshüllkurve analysiert wird. Weitere zu untersuchende Aspekte der Werkstoffe sind die maximalen möglichen Verfestigungen, sowie deren Stabilität über die Lebensdauer des Werkstoffs bis zum Anriß im LCF Versuch. Zusätzlich erlauben werkstoffkundliche Untersuchungen zu verschiedenen Alterungszeitpunkten die genaue Bestimmung der Verfestigungsmechanismen, da Martensit lichtmikroskopisch nachgewiesen werden kann.

Für die drei untersuchten Werkstoffe (vgl. Kapitel 5) soll eine einfache Methode entwickelt werden, welche die Beschreibung der zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurven in Abhängigkeit der Umformung ermöglicht.

Um eine gute Anwendbarkeit eines Vorhersagemodells zu gewährleisten, müssen mehrere Bedingungen erfüllt werden. Eine einfache mathematische Funktion sollte Verwendung finden, um das Modell leicht in Finite Elemente Simulationen einbinden zu können. Grafische Lösungen scheiden an dieser Stelle aus. Des Weiteren sollte die Treffsicherheit in dem Umformbereich hoch sein, der typischerweise genutzt wird.

Dies führt zu dem Schluss, dass idealerweise eine Methode entwickelt wird, bei der die zyklischen Koeffizienten einer zyklischen Spannungs-Dehnungskurve mathematisch in Abhängigkeit des gewünschten Umformgrads  $\varphi_v$  berechnet werden. Somit kann für beliebige Umformgrade ein Koeffizientenpaar  $K'$  und  $n'$  abgeschätzt werden, welches anstatt der Standardwerte ohne Umformungsberücksichtigung verwendet wird. Mittels dieser Koeffizienten kann die zyklische Spannungs-Dehnungskurve nach Gleichung (4), Kapitel 3.5.1 und nach Gleichung (10), Kapitel 6.1 berechnet werden. Diese finden als Werkstoffgesetz in der FEM Beanspruchungsrechnung Verwendung. Zur Bestimmung der zyklischen Parameter und Koeffizienten der jeweiligen Werkstoffe eignen sich in hervorragender Weise die nach [VDE06] genormten zyklischen Versuche, welche zu diesem Zweck noch über diese Norm hinausgehend ausgewertet wurden, um zusätzlich die Wechselverformungskurven bestimmen zu können. Aufgrund des erwarteten, komplexen Wechselverformungsverhaltens wurden zwei LCF Versuchstechniken eingesetzt. Der IST



erlaubt es eine annähernd betriebsähnliche Beanspruchung darzustellen (variable Amplituden). Diese dauernd variierende Beanspruchung spricht eher Verfestigungsmechanismen an, da sich fortlaufend hohe und niedrige Beanspruchungen abwechseln. Im einstufigen LCF Versuch werden die Proben konstant zyklisch beansprucht, hier lassen sich genaue Lebensdauern und Schadenssummen bestimmen. Daher werden beide Versuchsarten ausgewertet und einander gegenübergestellt.

## 5 Untersuchte Werkstoffe

Die hier vorgestellten Untersuchungen fanden an handelsüblichen Halbzeugen statt. Drei Werkstoffe wurden als reguläre Blechtafeln der Abmessungen 2m x 1m in der Ausgangsblechdicke von 1 mm eingesetzt. Es erfolgte keine weitere Behandlung der Werkstoffe. In anderen Untersuchungen werden häufig eine Wärmebehandlung zur Homogenisierung und Austenitisierung des Werkstoffs vor den Untersuchungen durchgeführt. Durch das Walzen bei der Herstellung der untersuchten Blechtafeln fand eine Kaltverformung statt. Diese wurde jedoch als unvermeidbar und einsatznah betrachtet und daher nicht egalisiert, wie es auch im industriellen Einsatz der Fall wäre. Es ist davon auszugehen, dass eine nicht näher quantifizierbare Vorverfestigung gegenüber dem lösungsgeglühten Zustand in den Blechen vorhanden ist.

Vor Beginn der zyklischen Untersuchungen wurden quasistatische Zugversuche nach DIN 50125 Form H durchgeführt, um die Werkstoffkennwerte der zu untersuchenden Werkstoffe zu bestimmen (Tabelle 3). Vor allem die von den drei Werkstoffen erreichbare Gleichmaßdehnung  $A_g$  ist hier von Bedeutung für das nachfolgende Vorrecken. Ein ausreichender Abstand des Grads der Vorreckung zur Grenze der gleichmäßigen Verformung (Gleichmaßdehnung) muss eingehalten werden, um mögliche Einschnürungsvorgänge und lokale Dehnungskonzentrationen in den Proben für die zyklischen Versuche sicher auszuschliessen.

Um den Einfluss einer Umformung auf das zyklische Verhalten zu untersuchen, wurden die Werkstoffe vor Beginn der zyklischen Untersuchungen umgeformt. Die Umformgrade wurden durch einachsi-

Tabelle 3: Kennwerte der untersuchten Werkstoffe im Anlieferungszustand

Werkstoff	Zugfestigkeit $R_m$ MPa	Dehngrenze $R_{p0,2}$ MPa	Gleichmaßdehnung $A_g$ %	Bruchdehnung $A_{80}$ %
EN 1.4301	684	327	50,4	59,5
EN 1.4404	636	323	50,5	60,9
EN 1.4571	635	315	48,8	56,2

ges Vorrecken in einer konventionellen Zugprüfmaschine eingestellt. Die Walzrichtung ist hierbei immer gleich der Richtung des Vorreckens ( $0^\circ$ ). Der Begriff „Vorrecken“ beschreibt in diesem Zusammenhang die uniaxiale technische Dehnung  $\varepsilon$  des Probenmaterials. Die in dem Probenmaterial auftretenden Dehnungen sind in den drei Raumrichtungen des Materials unterschiedlich. Durch den Einsatz eines Feindehnungsaufnehmers und der Möglichkeit, die absolute Dehnung in der Software der Zugprüfmaschine zu begrenzen ist es möglich, sehr genau den gewünschten Vorreckungsgrad in der Hauptachse des Materials einzustellen. Die gewählten Vorreckungsgrade reichen in 5% Schritten bis zu  $\varepsilon = 30\%$  Vorreckung. Die sich einstellenden Umformgrade  $\varphi_i$  sowie der Vergleichsumformgrad  $\varphi_v$  sind in Tabelle 4 festgehalten. Der Vergleichsumformgrad  $\varphi_v$  berechnet sich aus den spezifischen Dehnungen  $\varphi_i$  der drei Raumrichtungen der Proben nach Gleichung 9. Die jeweiligen Umformgrade  $\varphi_i$  der einzelnen Raumrichtungen werden mit Gleichung 7 berechnet.

$$\varphi_i = \ln \frac{L_i}{L_0} \quad (7)$$

Für die drei Raumrichtungen des Umformens muss weiterhin als

Randbedingung gelten, dass die Summe aller Umformgrade gleich Null ist, um die Vorgabe der Volumenkonstanz zu erfüllen, Gleichung 8.

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0 \quad (8)$$

$$\varphi_v = \sqrt{\frac{2}{3} (\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \varphi_3^2)} \quad (9)$$

Tabelle 4: Umformgrade untersuchte Werkstoffe

Vorreckung (%)	$\varphi_1$	$\varphi_2$	$\varphi_3$	Dicke (mm)	$\varphi_v$
0,0	0,000000	0,000000	0,000000	0,990000	0,000000
5,0	0,048790	-0,009181	-0,039609	0,950000	0,051857
10,0	0,095310	-0,026991	-0,068319	0,920000	0,098252
15,0	0,139762	-0,062053	-0,077709	0,910000	0,140054
20,0	0,182322	-0,086094	-0,096228	0,890000	0,182415
25,0	0,223144	-0,108733	-0,114410	0,870000	0,223168
30,0	0,262364	-0,121286	-0,141079	0,840000	0,262613

Vorgereckt wurden 50 mm breite Bleche, die 300 mm freie Länge zwischen der Einspannung in der Zugprüfmaschine aufweisen. Diese rechteckigen Blechstreifen wurden nach dem Vorrecken zu LCF Proben fertigtbearbeitet. Dazu wurde mittig aus dem übermäßigen Blechstreifen durch Fräsen auf Endmaß die Probe hergestellt. Eine gleichmäßige Vorreckung der Proben über ihre gesamte Prüflänge ist somit sichergestellt, es wird nur ein kleiner 12 mm langer Bereich untersucht, welcher mittig in dem vorgereckten Streifen platziert ist (siehe Abbildung 18). Vor den zyklischen Untersuchungen werden die gefrästen Kanten der Proben in mehreren Schritten mit Schleifsteinen glatt geschliffen und poliert, um einen Einfluß der spanenden Bearbeitung zu minimieren. Zudem vermeidet diese Bearbeitung effektiv ein vorzeitiges Anreißen der Kanten durch Rauigkeit der spanenden Bearbeitung an den Kanten. Des Weiteren wird durch die leichte

---

Verrundung der Kanten ein Einschneiden der Fühler des Extensometers verhindert, künstliche Kerben, welche zu vorzeitigen Anrißen führen, werden effektiv unterdrückt. Diese Vorgehen hat sich in der Prüfvorschrift für Feinbleche SEP1240 bewährt, [VDE06].

## 6 Zyklische Eigenschaften

### 6.1 zyklische Kennwerte, Incremental Step Test

Im Folgenden werden die zyklischen Versuche an den untersuchten austenitischen Feinblechen erläutert. Die nach Kapitel 3.5.1 ermittelten Versuchsergebnisse sind nach dem in [VDE06] beschriebenen Vorgehen ausgewertet worden, um allgemein vergleichbare zyklische Kennwerte der drei untersuchten Werkstoff zu erhalten. Mittels des mehrstufigen Incremental Step Tests werden die zwei wesentlichen zyklischen Kennwerte  $K'$  (zyklischer Verfestigungskoeffizient) und  $n'$  (zyklischer Verfestigungsexponent) ermittelt. Die zyklischen Parameter sind zusammen mit der zyklischen Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  in Tabelle 5 für die drei untersuchten Werkstoffen EN 1.4301, EN 1.4404 und EN 1.4571 aufgeführt. Die zyklischen Kennwerte beschreiben über den Zusammenhang von Ramberg und Osgood den Verlauf der zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurve. Hiermit wird die Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,t}$  mittels der Gleichung 10 durch Vorgabe von Spannungsamplituden  $\sigma_a$  berechnet.

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma_a}{E} + \left( \frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\left( \frac{1}{n'} \right)} \quad (10)$$

Wird für den zu zeichnenden Spannungsbereich das Sigma vorgegeben, ergeben sich die zu den Kennwerten gehörigen Dehnungen. Die ZSDK kann gezeichnet werden.

Die Tabelle 5 enthält zudem den berechneten Wert für die zyklische Dehngrenze  $R'_{p0,2}$ . Sie entspricht der zu einer plastischen Dehnung von 0,2% gehörenden Spannung. Dieser Wert gibt Auskunft über

das allgemeine Festigkeitsniveau des Werkstoffs und eignet sich sehr gut als Indikator für einen quantitativen Vergleich der Festigkeit unterschiedlicher Werkstoffe. Ebenso lassen sich Veränderungen durch Verfestigungen sehr gut mittels einer Veränderung der zyklischen Dehngrenze verfolgen. Im Gegensatz zu den zyklischen Parametern  $K'$  und  $n'$  sind die zyklischen Dehngrenzen als Absolutwert gut verständlich und vergleichbar, analog zur Dehngrenze aus dem quasi-statischem Zugversuch. Der Verlauf der ZSDK wird durch grafische Darstellung vergleichbar. Auch für den praktischen Einsatz in Lebensdauerabschätzungen, z. B. in der Finite Elemente Rechnung, ist die Nutzung der zyklischen Parameter unverzichtbar, vgl. Kapitel 3.5.

Tabelle 5: Zyklische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe, Incremental Step Test

Werkstoff	Vorreckung %	$K'$ MPa	$n'$ -	$R'_{p0,2}$ MPa
1.4301	0	887	0,1446	364
	5	903	0,1305	401
	10	1123	0,1572	422
	15	1284	0,1654	459
	20	1464	0,1699	509
	25	1542	0,1615	565
1.4404	0	741	0,1139	361
	5	782	0,1098	395
	10	902	0,1248	416
	15	950	0,1158	462
1.4571	0	729	0,0943	406
	10	821	0,0881	475
	15	842	0,0865	492

Im Gegensatz zu vielen Stahlwerkstoffen ohne einen hohen Anteil an

austenitischen Phasen zeigen alle untersuchten Werkstoffe eine ausgeprägte Abhängigkeit der zyklischen Kennwerte und der Dehngrenze vom Grad der eingestellten einachsigen Vorreckung. Der zyklische Verfestigungskoeffizient  $K'$  wird durch das Vorrecken dauerhaft gegenüber dem Anlieferungszustand (0 % Vorreckung) erhöht. Der zyklische Verfestigungsexponent  $n'$  zeigt kein einheitliches Verhalten in Abhängigkeit von der Vorreckung. Besonders ausgeprägt ist dagegen die Zunahme der zyklischen Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  mit steigender Vorreckung. Der Werkstoff EN 1.4301 verfestigt z. B. von einem  $R'_{p0,2}$  von 364 MPa im Anlieferungszustand auf 565 MPa nach einer 25 % Vorreckung. Abbildung 24 zeigt den Zusammenhang zwischen Dehnungs- und Spannungsamplitude in Form zyklischer Spannungs-Dehnungs Kurven für den Werkstoff EN 1.4301. In dieser Abbildung werden untersuchte Vorreckungszustände von 0% bis 30% Vorreckung verglichen. Jede Kurve stellt den Mittelwert mehrerer einzelner Incremental Step Tests für jeden Werkstoffzustand dar.

Die starke positive Veränderung der ZSDK in Abhängigkeit der Vorreckung ist für den Werkstoff EN 1.4301 typisch. Die in Tabelle 5 aufgeführte Zunahme der zyklischen Dehngrenzen mit zunehmendem Umformgrad ist erheblich und hat einen aus Sicht der Betriebsfestigkeit großen Einfluß auf das Lebensdauerverhalten eines Bauteils. Die zyklische Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  nimmt von 364 MPa auf 565 MPa zu, dies entspricht einer Steigerung von 55%.

Diese starke Zunahme ist aussergewöhnlich, wenn man die Steigerung der Festigkeit in Bezug zu anderen Werkstoffen setzt, die kein austenitisches bzw. martensitisches Gefüge aufweisen und liegt in den speziellen Eigenschaften der metastabilen Austenite begründet. Eine Umformung kann hier dauerhaft und irreversibel eine Festig-



keitssteigerung bewirken. Diese relaxiert nicht, wie sonst häufig, mit zyklischer Beanspruchung, sondern bleibt erhalten. Ursächlich ist hier die Umwandlung der Phasen, welche relativ stabil bleibt. Eine Erhöhung der zyklischen Dehngrenze geht sonst von einer erhöhten Festigkeit aufgrund einer gesteigerten Versetzungsdichte aus, welche durch wiederholte plastische Verformungen teilweise rückgängig gemacht wird, [VD110], [FAT].

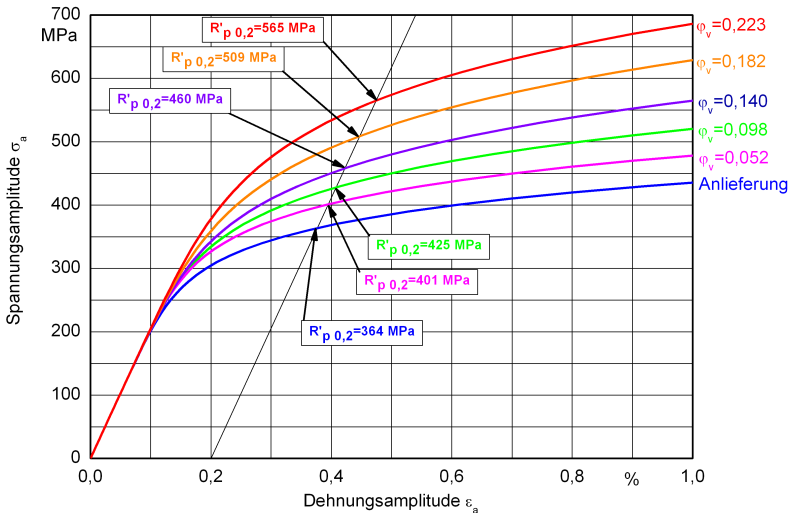


Abbildung 24: EN 1.4301: ZSDK in Abhängigkeit der Vorreckung

## 6.2 zyklische Kennwerte, Einstufenversuche

Das zyklische Werkstoffverhalten wurde zusätzlich zu den oben beschriebenen Versuchen mit mehrstufiger Beanspruchung (IST) auch in einstufigen Ermüdungstests untersucht und mittels zyklischer

Kennwerte beschrieben. Diese Versuchsführung ist aufwändiger, erlaubt aber die Beschreibung des Verhaltens über die Lebensdauer der Probe in Form der Dehnungswöhlerlinie und zeigt außerdem deutlich über die Wechselverformungskurve jegliche Tendenzen zur Ver- oder Entfestigung auf, vgl. Kapitel 3.7. Die analytische Beschreibung der Zusammenhänge zwischen elastisch-plastischer Dehnungsamplitude und der sich einstellenden Spannungsamplitude ist in Kapitel 3.5.1 dargelegt. Die Koeffizienten der Dehnungswöhlerlinie sowie die Koeffizienten der zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurve sind in Tabelle 6 hinterlegt. Die zu Grunde liegenden Einzelversuche mit zugehörigen ZSDK und DWL finden sich im Anhang für jeden Vorreckungszustand wieder. Aufgrund des erhöhten Versuchsaufwands mit mindestens 12 Proben pro Versuchsreihe wurden mittels Einstufenversuche nur Vorreckungszustände von 0 % bis 15 % einachsiger Vorreckung untersucht. Der wesentliche Unterschied zu den Incremental Step Test Versuchen liegt in der zusätzlichen Information über die Lebensdauer bei bestimmter Beanspruchung. Diese wird durch die Dehnungswöhlerlinie grafisch dargestellt, welche den Zusammenhang zwischen Beanspruchung in Form von Dehnung einerseits und andererseits Lebensdauer in Form von Schwingspielen bis Anriß herstellt. Wie später gezeigt wird, sind die zyklischen Spannungs-Dehnungskurven, obwohl die Proben derselben Charge entnommen wurden, nicht zwingend zwischen Einstufen- und Incremental Step Test Versuch vergleichbar. Eventuell auftretende Abweichungen liegen im speziellen Werkstoffverhalten der untersuchten Materialien begründet.

Die Einstufenversuche zeigen hinsichtlich der Abhängigkeit der zyklischen Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  vom eingestellten Vorreckungsgrad ein ähnliches Verhalten wie die IST Versuche: Mit zunehmender Vor-

reckung erfährt der Werkstoff eine dauerhafte Verfestigung, welche die zyklische Dehngrenze anhebt. Der Werkstoff EN 1.4301 erfährt beispielsweise eine Anhebung der zyklischen Dehngrenze von 310 MPa im Anlieferungszustand auf 483 MPa nach einer vorhergehenden 15 %-igen Vorreckung. Dies entspricht einer Steigerung von 55 % und zeigt die starke Verfestigungsneigung bei plastischer Verformung dieses Werkstoffs. Die anderen untersuchten Werkstoffe weisen sehr ähnliche Eigenschaften auf, jedoch ist die Magnitude der Steigerung etwas weniger stark ausgeprägt. Hier zeigen sich ebenfalls die bereits angesprochenen Verfestigungsmechanismen der metastabilen Austenite, welche dauerhaft nach einer Umformung für eine gesteigerte zyklische Festigkeit sorgen. Sie ist auch in dieser einstufigen Versuchsführung stark ausgeprägt und unterscheidet sich damit wesentlich von ferritischen Werkstoffen.

Tabelle 6: zyklische Kennwerte untersuchter Werkstoffe aus Einstufenversuchen

Material	Vor. %	K' MPa	n' -	$R'_{p0,2}$ MPa	$\sigma'_f$ MPa	b -	$\epsilon'_f$ -	c -	E GPa
1.4301	0	1564	0,2603	310	849	-0,093	0,0956	-0,3573	206
	5	1307	0,1972	384	928	-0,0853	0,1764	-0,4327	206
	10	1246	0,1703	433	851	-0,0661	0,1062	-0,3884	206
	15	1262	0,1547	483	973	-0,0724	0,1859	-0,4676	206
1.4404	0	1197	0,2011	343	870	-0,0899	0,2046	-0,447	206
	5	943	0,137	403	789	-0,066	0,2719	-0,4816	206
	10	873	0,1228	433	752	-0,0545	0,2656	-0,4835	206
	15	879	0,0947	488	791	-0,0509	0,3317	-0,5377	206
1.4571	0	1011	0,1514	395	906	-0,0852	0,4832	-0,5628	206
	10	951	0,1192	453	835	-0,0639	0,3376	-0,5363	206
	15	874	0,0862	512	896	-0,0612	1,329	-0,7105	206

### 6.3 Vorreckungseinfluss auf zyklische Kennwerte

Der in Kapitel 6.1 festgestellte, starke Einfluss des eingestellten Umformgrades auf die Verläufe der ZSDK soll näher untersucht werden. Die besonders starke Verfestigung der untersuchten austenitischen

Werkstoffe durch Umformung ist von großer Bedeutung für ihr Betriebsfestigkeitsverhalten. Eine starke Veränderung des zyklischen Verhaltens bedingt gänzlich andere Anrißlebensdauern unter gegebener Beanspruchung. Der Werkstoff ändert seine „Antwort“ auf äußere Lasten dahingehend, dass ein umgeformter Werkstoff in seinem Ermüdungsverhalten nicht mehr mit dem Anlieferungszustand vergleichbar ist. Folglich ergeben sich unter Umständen große Abweichungen in der abgeschätzten Lebensdauer. Diese Veränderung des Werkstoffs gilt es durch die Berücksichtigung des Vorreckungseinflusses in der Lebensdauerabschätzung zu berücksichtigen.

## **6.4 Vorhersage zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven in Abhängigkeit der Vorreckung**

Eine Analyse der experimentell ermittelten zyklischen Parameter erfolgte in Abhängigkeit der eingestellten Vorreckung der Proben, um eventuell bestehende Zusammenhänge zu ermitteln. Diese Parameter bilden die Grundlage für das zu entwickelnde Vorhersagemodell. Die Betrachtung des zyklischen Verfestigungskoeffizienten  $K'$  über der Vorreckung ergibt für die untersuchten Werkstoffe und Umformgrade eine annähernd lineare Zunahme des Koeffizienten über der Vorreckung. Der zugehörige Verfestigungsexponent zeigt diesen Zusammenhang jedoch nicht. Eine Nutzung der Koeffizienten ohne eine zusätzliche Abhängigkeit scheidet aus, vgl. Abbildungen 25, 26, 70, 71, 72 und 73.

Für die aufgetragenen zyklischen Koeffizienten der Einstufenversuche und der IST ergibt sich kein durchgängiger Trend der zyklischen Verfestigungskoeffizienten  $K'$ . Werkstoffbezogen ist die Veränderung

von  $K'$  durch die unterschiedliche Versuchsführung uneinheitlich. Der Vergleich identischer Versuchsführung bei den drei untersuchten Werkstoffen zeigt ebenfalls keinen einheitlichen Trend. Die Werkstoffe ändern ihren Verfestigungskoeffizienten höchst unterschiedlich abhängig von ihrer Legierung und der Beanspruchungsart bzw. Beanspruchungsamplitude. Werden die jeweiligen Werkstoffe einzeln betrachtet, weisen die rot eingezeichneten linearen Regressionen der zyklischen Verfestigungskoeffizienten  $K'$  in vielen Fällen eine gute Übereinstimmung mit den experimentell bestimmten Punkten auf. Die relative Abweichung der Ausgleichsgrade ist gering. Die Nutzung einer speziell auf Werkstoff und Versuchsführung angepassten linearen Approximation von  $K'$  ist somit als Vorhersagemittel geeignet.

Eine lineare Regression der zyklischen Verfestigungsexponenten  $n'$  (blaue Punkte) bietet sich hingegen nicht an. Die relative Abweichung der Punkte zueinander ist in diesen Fällen zu groß, um eine sinnvolle Mittlung zuzulassen. Des Weiteren ist der Einfluss des Parameters  $n'$  in der Ramberg-Osgood Gleichung (Gl. (10)) durch die Stellung als Exponent sehr groß. Dementsprechend wirken sich Abweichungen in diesem Parameter stark auf den Verlauf der ZSDK aus. Eine Regression aller Versuchspunkte aus zyklischen Koeffizienten stellte sich als ungeeignet heraus.

Die zyklische Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  zeigt jedoch bei allen untersuchten Werkstoffen eine gute lineare Abhängigkeit vom Umformgrad  $\varphi_v$ , Abbildungen 27 bis 77. In den gezeigten Diagrammen ist jeweils eine lineare Ausgleichsfunktion (rote Grade) der zyklischen Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  über dem Umformgrad aufgetragen. Die geringen relativen Abweichungen der Ausgleichsfunktion zu den experimentell ermittelten Dehngrenzen bilden die Basis für eine Nutzung der zyklischen

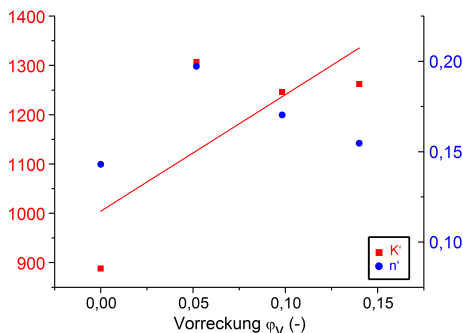


Abbildung 25: EN 1.4301: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, Einstufenversuche

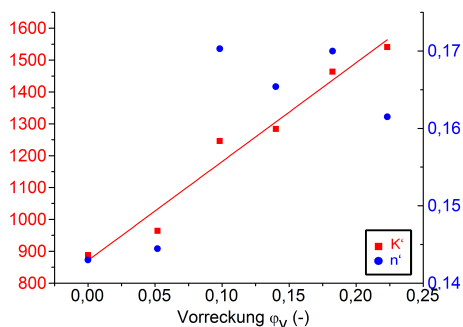


Abbildung 26: EN 1.4301: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, IST

Dehngrenze als Eingangsgröße für die Entwicklung einer Vorhersagefunktion des zyklischen Verhaltens in Abhängigkeit der Umformung.

Dieser neue Zusammenhang kann genutzt werden, um mittels der Größen  $R'_{p0,2}$  und  $K'$  ein neues  $n'$  zu berechnen. Es werden hierbei die Parameter zyklische Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  sowie der zyklische

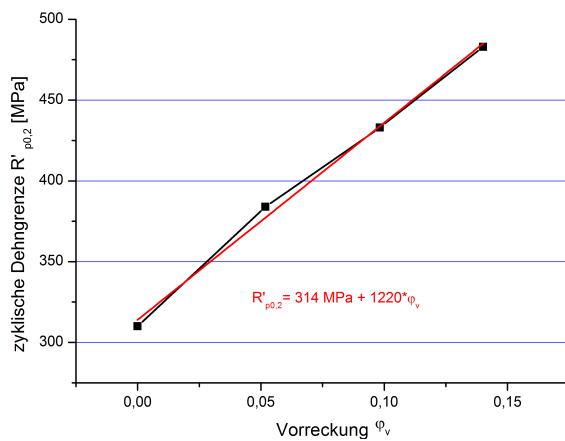


Abbildung 27: EN 1.4301:  $R'_{p0.2}$  in Abhängigkeit der Vorreckung, Einstufenversuch

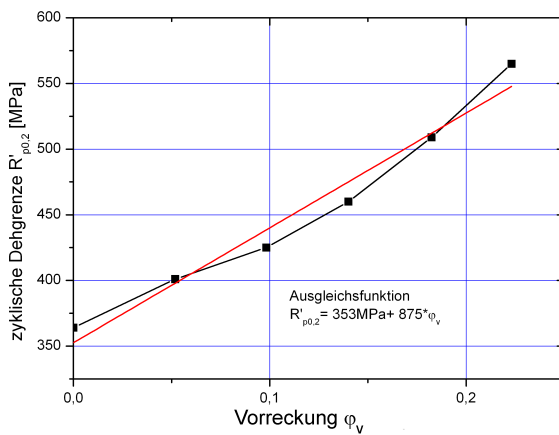


Abbildung 28: EN 1.4301:  $R'_{p0.2}$  in Abhängigkeit der Vorreckung, IST

Verfestigungskoeffizient  $K'$  in Abhängigkeit von  $\varphi_v$  durch Geradengleichungen angenähert. Die Berechnung der Parameter muss hierbei anhand der werkstoffspezifischen Kennwerte erfolgen. Ebenso ist die gewählte Versuchsführung zu berücksichtigen. Die vorhergesagten Kurven für Einstufenversuche müssen mit den Parametern  $R'_{p0,2}$  und  $K'$  aus Einstufenversuchen erfolgen.

Im nächsten Schritt wird ein neuer zyklischer Verfestigungsexponent  $n'$  errechnet, welcher so bestimmt wird, dass die ZSDK mit gegebenem zyklischen Verfestigungskoeffizienten  $K'$  die Bedingung erfüllt, den richtigen Wert für die zyklische Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  auszugeben. Dieses Vorgehen macht das Verfahren sehr robust gegen das unkorrelierte Verhalten von  $n'$  und leichte, versuchstechnisch bedingte Abweichungen der Parameter  $K'$  und  $R'_{p0,2}$ .

Die zyklische Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  des Werkstoffs EN 1.4301 aus IST Versuchen zeigt, über dem Vergleichsumformgrad  $\varphi_v$  aufgetragen, eine lineare Abhängigkeit, Abbildung 28. Dieser Zusammenhang kann als lineare Gradengleichung in Abhängigkeit von  $\varphi_v$  dargestellt werden:

$$R'_{p0,2} = 353 + 874 \cdot \varphi_v \quad (11)$$

Der zyklische Verfestigungskoeffizient  $K'$  lässt sich mit der linearen Funktion für diesen Fall definieren:

$$K' = 888 + 2926 \cdot \varphi_v \quad (12)$$

Mittels dieser beiden Gleichungen lassen sich die Ramberg-Osgood Gleichungen abhängig von der Umformung erstellen. Hierzu wird die Ramberg-Osgood Gleichung (Gl. 4) so umgestellt, dass anhand der gegebenen Parameter  $K'$  und  $R'_{p0,2}$  der fehlende zyklische Verfesti-



gungsexponenten  $n'$  berechnet wird.

$$n' = \frac{\log \frac{R'_{p0,2}}{K'}}{\log(0,2)} \quad (13)$$

$n'$  ist somit über die robustere Abschätzung von  $K'$  und  $R'_{p0,2}$  definiert. Ein vollständiger Koeffizientensatz zur Berechnung zyklischer Spannungs-Dehnungskurven für beliebige Umformzustände liegt damit vor. Werden die berechneten zyklischen Parameter und  $R'_{p0,2}$  für verschiedene Vorreckungen ( $\varphi_v = 0 - 0,22$ ) des Werkstoffs EN 1.4301 in die Ramberg-Osgood Gleichung eingesetzt und die berechnete ZSDK mit der experimentell Bestimmten gegenübergestellt, ergeben sich nur minimale Abweichungen der experimentellen und abgeschätzten Kurven zueinander, Abbildung 29. Die Abschätzung bildet die experimentelle Kurve sehr gut ab und ist für den Einsatz in einer rechnerischen Lebensdauerabschätzung sehr gut geeignet.

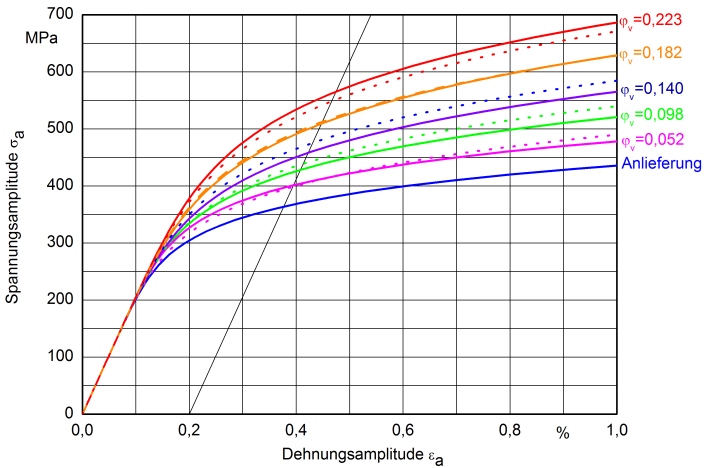


Abbildung 29: Güte Vorhersagemodell Vorreckung EN 1.4301, IST

Für den Fall einer einstufigen Versuchsführung differieren im Vergleich zum IST die Koeffizienten, die ermittelten Koeffizienten sind in Gleichungen 14 und 15 aufgeführt. Abbildung 30 belegt auch für den Fall einer einstufigen Versuchsführung die hohe Vorhersagegenauigkeit der errechneten Koeffizienten.

$$R'_{p0,2} = 314 + 1220 \cdot \varphi_v \quad (14)$$

Der zyklische Verfestigungskoeffizient  $K'$  lässt sich mit der linearen Funktion für diesen Fall wie folgt definieren:

$$K' = 1499,5 - 2134 \cdot \varphi_v \quad (15)$$

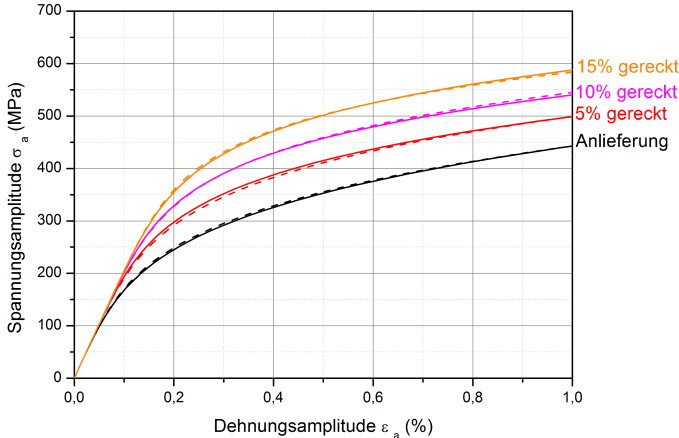


Abbildung 30: Güte Vorhersagemodell Vorreckung EN 1.4301, Einstufenversuch

Für den Werkstoff EN 1.4404 wurden folgende Zusammenhänge für

die Beschreibung des zyklischen Verfestigungskoeffizienten aus Einstufenversuchen gefunden, siehe auch Abbildung 70:

$$K' = 1136 \text{ MPa} - 2250 \cdot \varphi_v \quad (16)$$

$$R'_{p0,2} = 344 \text{ MPa} + 996 \cdot \varphi_v \quad (17)$$

Für den Fall von Incremental Step Test Versuchen gilt für denselben Werkstoff EN 1.4404 dieselbe Formel mit angepassten Parametern, siehe auch Abbildung 71:

$$K' = 691 \text{ MPa} + 1915 \cdot \varphi_v \quad (18)$$

$$R'_{p0,2} = 373 \text{ MPa} + 564 \cdot \varphi_v \quad (19)$$

Für den Werkstoff EN 1.4571 lassen sich auf dieselbe Art und Weise die Veränderungen der zyklischen Verfestigungskoeffizienten mathematisch beschreiben. Aus Abbildung 72 wird für den Einstufenversuch abgeleitet:

$$K' = 1018 \text{ MPa} - 912,5 \cdot \varphi_v \quad (20)$$

$$R'_{p0,2} = 389 \text{ MPa} + 799 \cdot \varphi_v \quad (21)$$

Wird der Incremental Step Test als Grundlage für die zyklischen Spannungs-Dehnung Kurven herangezogen, gilt (Abbildung 73):

$$K' = 754 \text{ MPa} + 735 \cdot \varphi_v \quad (22)$$

$$R'_{p0,2} = 405 \text{ MPa} + 650 \cdot \varphi_v \quad (23)$$

Dieser Werkstoff unterliegt ebenso wie der vorher beschriebene EN 1.4404 einer transienten Veränderung seines zyklischen Verhaltens, abhängig von der Beanspruchungsart.

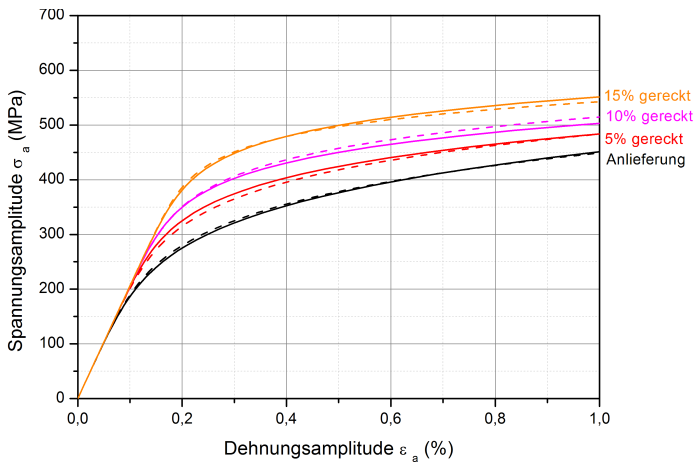


Abbildung 31: Güte Vorhersage ZSDK für EN 1.4404 im Einstufenversuch

Die Unterscheidung zwischen Versuchen mit einstufiger Beanspruchung und Incremental Step Test Versuchen ist an dieser Stelle aufgrund des zyklischen Werkstoffverhaltens bei unterschiedlichen Beanspruchungshöhen notwendig. Der Incremental Step Test führt bei den drei untersuchten Werkstoffen zu einer ausgeprägteren zyklischen Verfestigung des Werkstoffs als im Falle einstufiger Versuchsführung. Die ZSDK für diese mehrstufige Versuchsführung wird gegenüber einstufigen Versuchen deutlich angehoben. Ursächlich ist das Auftreten wiederholter hoher Beanspruchungen während des IST, welche schneller Veränderungen hervorrufen als Einstufenversuche. Dieser Effekt, als transientes (nicht stabilisiertes) Werkstoff-

verhalten bekannt, wird in nachfolgenden Kapiteln noch ausführlicher behandelt. Transientes Verhalten ist nicht auf IST Versuche beschränkt, wird aber unter mehrstufiger Versuchsführung früher im Leben des Werkstoffs sichtbar, da große Dehnungsamplituden relativ häufig vorkommen und die zur zyklischen Verfestigung notwendige plastische Verformung bereitstellen.

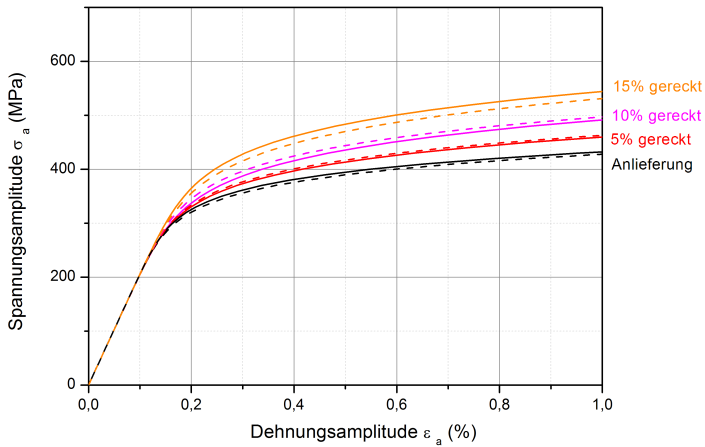


Abbildung 32: Güte Vorhersage ZSDK für EN 1.4404 im IST

Eine Überprüfung der Gültigkeit und Güte der oben aufgestellten Gleichungen zur Vorhersage des Umformeinflusses auf das zyklische Verhalten wurde für alle experimentell erstellten zyklischen Spannungs-Dehnungskurven der drei untersuchten Werkstoffe unternommen. Die ermittelten Parameter für die Gleichungen zur Bestimmung von  $K'$  und  $R'_{p0,2}$  wurden genutzt, um nach Gleichung (13) den zyklischen Verfestigungsparameter  $n'$  zu berechnen. Somit liegen für die einstufige Beanspruchungen pro Werkstoff vier zyklische Spannungs-Dehnungskurven vor, aus den Incremental Step

Tests bis zu sechs. Diese sind in den folgenden Abbildungen 31, 32, 33 und 34 den experimentell ermittelten zyklischen Spannungs-Dehnungskurven gegenübergestellt. Experimentelle Ergebnisse sind in vollen Linien gezeichnet, die mittels der vorgestellten Methode Berechneten als gestrichelte Linien.

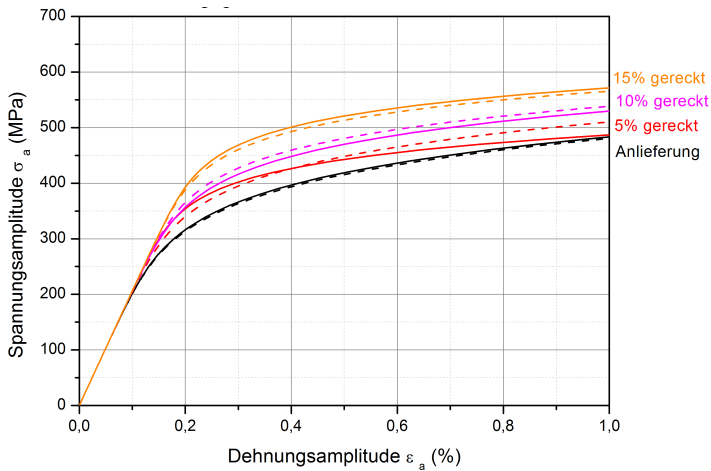


Abbildung 33: Güte Vorhersage ZSDK für EN 1.4571 im Einstufenversuch

## 6.5 Vorreckungseinfluss auf Dehnungswöhlerlinien

Der ausgeprägte Einfluss einer Vorverformung auf das zyklische Spannungs-Dehnungs-Verhalten der untersuchten Werkstoffe ist im vorherigen Kapitel beschrieben und ein neues Vorhersagemodell vorgeschlagen worden. Die starke Zunahme der mechanischen Spannungen als Folge der Werkstoffverfestigung durch Umformung wirken

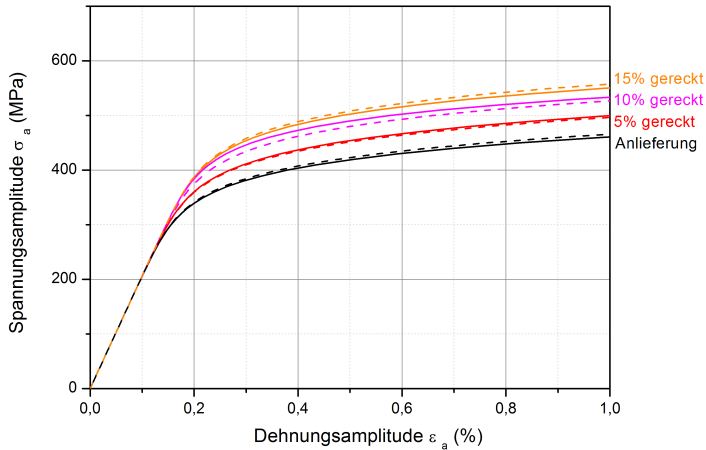


Abbildung 34: Güte Vorhersage ZSDK für EN 1.4571 im IST

sich in erster Linie auf die zyklischen Spannungs-Dehnungskurven aus, vgl. Kapitel 6.4. Deren ausgeprägte positive Veränderung nach einer Vorverformung beeinflusst wesentlich eine rechnerische Lebensdauerabschätzung. Ebenso relevant sind jedoch auch die Dehnungswöhlerlinien, stellen sie doch den Zusammenhang zwischen aufgebrachtener Dehnungsamplitude und Lebensdauer des Bauteils her. Die Kenntnis der Dehnungswöhlerlinien ist Voraussetzung für eine Lebensdauerabschätzung, vgl. Kapitel 3.

Die nachfolgend vorgestellten Diagramme entstammen einstufigen zyklischen LCF-Untersuchungen. Das Vorgehen bei der experimentellen Durchführung der Versuche ist identisch zu denen zur ZSDK-Bestimmung. Bei der Auswertung der Versuchsergebnisse wird im Fall der Dehnungswöhlerlinien jedoch die aufgebrachte Totaldehnungsamplitude mit der Anrißlebensdauer in Zusammenhang gebracht, und nicht mit der Spannung im Prüfquerschnitt wie bei der

Erstellung von ZSDKs.

Dehnungswöhlerlinien werden ausschließlich mit einer einstufigen Versuchsführung ermittelt, der entstehende Aufwand ist mit zwölf auszuwertenden Proben hoch. Wagener hat in [Wag07] ein Modell vorgestellt, um für verschiedene Werkstoffgruppen auf Basis von IST Kennwerten eine Dehnungswöhlerlinie abzuschätzen. Hierzu werden Faktoren vorgestellt, um aus den Parametern der zyklischen Spannungs-Dehnungskurven über eine Umrechnung die Parameter der Dehnungswöhlerlinie zu berechnen. Eine Anwendung dieses Modells auf die hier untersuchten Werkstoffe scheitert jedoch an der Tatsache, dass sein Modell nicht für austenitische Werkstoffe mit transientem Verhalten parametrisiert ist. Die Treffsicherheit für sämtliche Umformzustände ist nicht gegeben. Die Problematik, dass unterschiedliche ZSDKs aus verschiedenen Umformzuständen und Versuchsführungen durch Verfestigungsvorgänge entstehen, beeinträchtigt stark die Vorhersagequalität der rechnerischen DWL.

Daher wird eine Anpassung der originalen Dehnungswöhlerlinie des Anlieferungszustandes der metastabilen Austenite ohne Vorreckungseinfluss vorgeschlagen. Diese beruht auf der Anpassung zweier zyklischer Parameter. Da der Verlauf der DWL aller drei Werkstoffe im Bereich hoher Dehnungsamplituden praktisch unabhängig vom untersuchten Umformzustand ist, werden diese Parameter unverändert gelassen. Es werden lediglich die beiden Koeffizienten  $\sigma'_f$  und  $b'$  abhängig von der Vorreckung verändert, um den Verlauf der Dehnungswöhlerlinie zu hohen Schwingspielzahlen hin zu erhöhen, vgl. Abbildung 10. Der zyklische Spannungskoeffizient  $\sigma'_f$  beeinflusst die vertikale Lage der elastischen Ausgleichsgraden der DWL. Der zyklische Spannungsexponent  $b'$  legt die Neigung der elastischen Graden



fest. Da die Vorreckung im Wesentlichen nur den rechten Teil (Bereich hoher Schwingspielzahlen) der DWL beeinflusst, liefert eine Anpassung dieser beiden Parameter eine ausreichend genaue Beschreibung des veränderten zyklischen Verhaltens durch eine vorhergehende Vorreckung. Alle untersuchten DWL werden durch das Vorrecken des Werkstoffs zu hohen Schwingspielzahlen hin flacher, ohne ihre Form im Bereich Schwingspielzahlen kleiner  $10^5$  zu verändern. Um die Dehnungswöhlerlinien dem eingestellten Umformzustand anzupassen, werden für die zyklischen Parameter  $\sigma'_f$  und  $b'$  die Gleichungen der Kompatibilitätsbedingungen verwendet. Nach dem Einsetzen der in Kapitel 6.3 aufgestellten Vorhersagefunktionen für  $K'$  und  $n'$  werden  $b$  und  $\sigma'_f$  bestimmt, um den rechten Teil der DWL dem experimentell ermittelten Verlauf anzunähern:

$$b = n'_{(vorhersage)} \cdot c_{(experiment, Anlieferungszustand)} \quad (24)$$

$$\sigma'_f = K'_{(vorhersage)} \cdot \varepsilon'^{\frac{b}{c}}_{(experiment, Anlieferungszustand)} \quad (25)$$

Die Gleichung (24) wird mit dem zyklischen Duktilitätsexponenten  $c$  der im Anlieferungszustand ermittelten DWL und dem vorhergesagten zyklischen Verfestigungsexponenten  $n'$  parametrisiert. Gleichung (25) verwendet hingegen außer  $\varepsilon'_f$  vorhergesagte Kennwerte, um den zyklischen Festigkeitsexponenten  $\sigma'_f$  zu bestimmen.

### 6.5.1 Werkstoff EN 1.4301

Ein Vergleich der Dehnungswöhlerlinien für den Werkstoff EN 1.4301 für alle mit einstufiger Versuchsführung ermittelten Kennwerte ist in

Abbildung 35 dargestellt. Unter Berücksichtigung der üblichen, geringen Streuungen in LCF-Versuchen sind sehr geringe Unterschiede der Verläufe der DWL festzuhalten. Der Werkstoff im Anlieferungszustand unterscheidet sich faktisch nicht von dem um 5 % vorgereckten Werkstoff. Die Vorreckungszustände 10 % und 15 % sind ebenfalls sehr ähnlich. Erst bei Anrißschwingungszahlen größer  $10^5$  ergeben sich leichte Verbesserungen des zyklischen Verhaltens gegenüber dem Anlieferungszustand. Der Verlauf der Kurve für eine 10 %-ige Vorreckung liegt minimal über der für eine 15 % Vorreckung. Dies kann in einer geringen Versuchsstreuung begründet sein. Generell ist der Vorreckungs- und Umformeinfluss bei diesem Werkstoff im untersuchten Bereich bis 15 % Vorreckung gering. Die gepunktet darge-

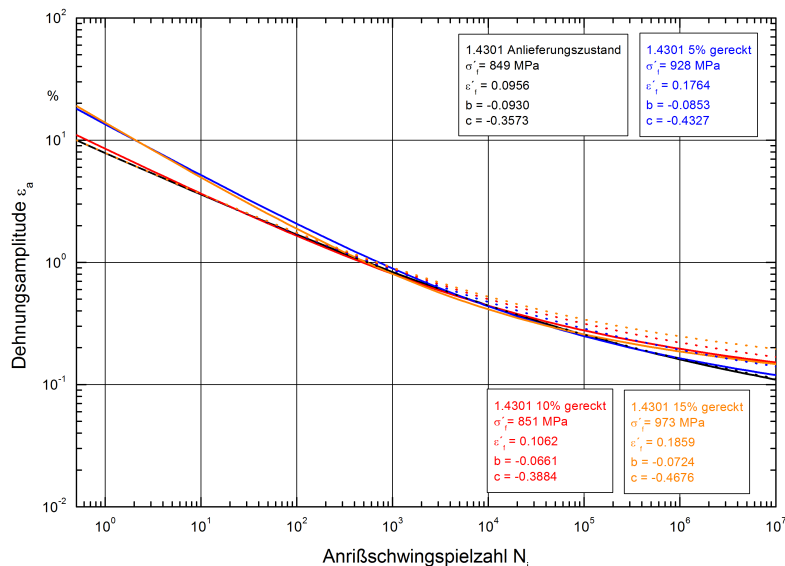


Abbildung 35: EN 1.4301: Vergleich der DWL abhängig von der Vorreckung

stellten Kurven sind aus den vorhergesagten zyklischen Parametern der zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurve mittels der Kompatibilitätsbedingungen (Gleichungen 24 und 25) errechnet worden. Die neu berechneten Parameter werden verwendet, um die DWL in dem zu bestimmenden Bereich für den jeweiligen Umformzustand vorhersagen und zu zeichnen. Sie beruhen somit nicht auf experimentellen Daten, sondern auf Vorhersagen, welche die ermittelten Parameter des Werkstoffs im Ausgangszustand verändern. Um die Kompatibilität zu wahren, werden die umgerechneten Parameter  $\sigma'_f$  und  $c$  nicht weiter angepasst. In diesem Fall führt diese Einschränkung zu einer Überschätzung der ertragbaren Dehnungsamplituden für alle umgeformten Zustände jenseits von  $10^4$  Schwingspielen für den Werkstoff EN 1.4301.

### 6.5.2 Werkstoff EN 1.4404

Abbildung 36 zeigt den Vorreckungseinfluss auf die Dehnungswöhlerlinie des Werkstoffs EN 1.4404 für eine einachsige Vorreckung bis 15 %. Genau wie beim vorher diskutierten Werkstoff ist hier bis  $10^5$  Schwingspiele kein Einfluss einer Umformung auf die Dehnungswöhlerlinie vorhanden. Bei  $10^7$  Schwingspielen zeigt sich jedoch ein Anhebung der DWL für alle Umformzustände gegenüber dem Anlieferungszustand. Eine 5 %-ige Vorreckung bewirkt eine relativ starke Anhebung der DWL, weitere Umformungen bringen nur noch kleine Veränderungen mit sich. Der Verlauf der 10 % und 15 % Vorreckungs-DWL ist praktisch identisch.

Die Qualität der veränderten zyklischen Parameter für die Abschätzung einer neuen DWL ist für den Werkstoff EN 1.4404 deutlich

besser. Für die Vorreckungsgrößen von 0-10 % ist eine sehr gute Anpassung der DWL an die experimentell ermittelten Verläufe möglich, bei 15 % Vorreckung wird die ertragbare Dehnungsamplitude überschätzt.

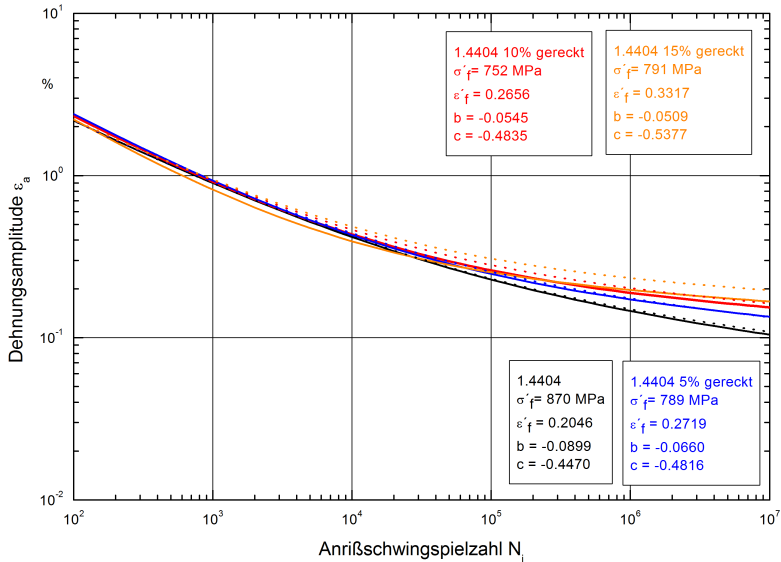


Abbildung 36: EN 1.4404: Vergleich der DWL anhängig von der Vorreckung

### 6.5.3 Werkstoff EN 1.4571

Die Dehnungswöhlerlinien der Werkstoffs EN 1.4571 weisen eine größere Streuung auf als die der anderen untersuchten Werkstoffe. Über den gesamten Bereich der dargestellten Schwingspielzahl belegen die

Kurven ein für LCF-Versuche relativ breites Streuband. Der Vorreckungseinfluss ist für EN 1.4571 im Bereich hoher Schwingspielzahlen jenseits von  $5 \cdot 10^5$  vorhanden. Bei  $10^7$  Schwingspielen ist eine relativ gleichmässige Anhebung der Kurven mit steigender Vorreckung feststellbar.

Eine Berücksichtigung der Veränderung der zyklischen Parameter der DWL ist für diesen Werkstoff zielführend. Die Qualität der Vorhersage der Veränderungen der Verläufe der DWL ist für die betrachteten Vorreckungszustände gut. Die geringen verbleibenden Abweichungen stellen im Gesamtvergleich der verbesserten Qualität der DWL keinen gravierenden Mangel dar.

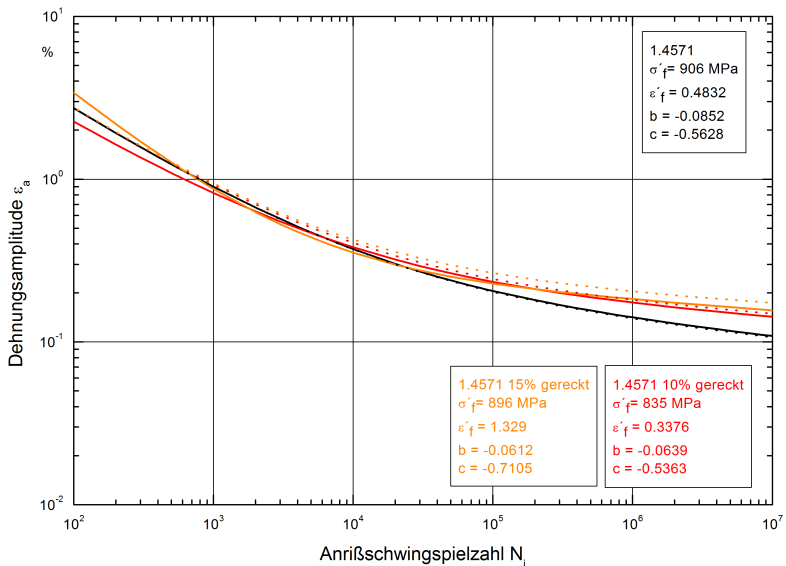


Abbildung 37: EN 1.4571: Vergleich der DWL abhängig von der Vorreckung

Für alle drei untersuchten Werkstoffe kann eine Verbesserung der zyklischen Lebensdauer unter totaldehnungskontrollierter Versuchsführung durch quasistatisches, einachsiges Vorrecken festgestellt werden. Die für die zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurven festgestellten, positiven Effekte einer umformungsbedingten Martensitbildung gelten ebenso für eine lebensdauerbezogene Darstellung der Effekte durch Dehnungswöhlerlinien. Der lebensdauerverlängernde Effekt beschränkt sich jedoch auf geringe Dehnungsamplituden und damit einhergehend, hohe Schwingspielzahlen größer  $10^5$ . Unterhalb dieser Grenze sind die DWL für alle Vorreckungszustände faktisch identisch. Ursächlich scheint der für den Anriß bzw. Rißfortschritt notwendige plastische Dehnungsanteil zu sein. Zu kürzeren Lebensdauern hin wird eine hinreichend große Verformung erzeugt, welche zu relativ gleichmäßigem Rißwachstum führt, unabhängig von dem Umwandlungszustands des Werkstoffs. Die eingestellten Lebensdauereigenschaften in Form der veränderten DWL werden jedoch die Lebensdauer eines realen Bauteils rechnerisch weniger positiv beeinflussen als eine veränderte zyklische Spannungs-Dehnungskurve. Der experimentelle Aufwand zur Bestimmung dieser Daten rechtfertigt sich somit nur in seltenen Fällen gegenüber einer Abschätzung der Verläufe nach dem oben vorgestellten Verfahren.

## 6.6 Transientes Verhalten, Totaldehnungsregelung

Der starke Einfluss einer zyklischen Verfestigung, welche transientes Verhalten bedingt, ist in Abbildung 38 für den Werkstoff EN 1.4301 im Anlieferungszustand dargestellt. In diesem Fall kommt es

trotz identischen Materials und identischer maximaler Dehnungsamplitude der Versuche zu stark abweichenden zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurven. Dieser Unterschied ist durch die Art der experimentellen Bestimmung der ZSDKs begründet. Während im Incremental-Step-Test die einzige eingesetzte Probe stufenweise mit Dehnungsamplituden von 0 bis 8 ‰ beansprucht wird (rote Kurve), ist die schwarze Kurve aus Einstufenversuchen durch eine Regression von 12 Einzelversuchen mit jeweils konstanter Dehnungsamplitude entstanden. Die Versuche wurden auf den Dehnungshorizonten 2,2 ‰, 4 ‰ und 8 ‰ durchgeführt, vgl. Abbildungen 78 und 80. Dadurch dass im IST eine Probe benutzt wird, um die gesamte Spannungs-Dehnungs Kurve zu ermitteln (nicht nur eine Stützstelle wie beim einstufigen Versuch), wird sich eine Verfestigung des Werkstoffs im IST auf die gesamte Kurve auswirken. Findet eine Verfestigung durch hohe Beanspruchungsamplituden statt, wirkt sich diese im IST auch durch eine Anhebung des Spannungsniveaus der kleinen Dehnungsamplituden aus. Somit wird im Falle des IST die gesamte Kurve hin zu höheren Spannungen verschoben wenn der Werkstoff im Laufe des Versuchs verfestigt. Das Ausbleiben dieser Anhebung im einstufigen Versuch bei geringeren Dehnungsamplituden äußert sich durch den größeren Abstand der beiden Kurven bei geringen Dehnungsamplituden. Bei ausschliesslich kleinen Dehnungsamplituden wird die zur zyklischen Verfestigung notwendige plastische Dehnungsenergiegrenze noch nicht überschritten. Werden die Proben allerdings auf höheren Dehnungshorizonten geprüft, setzt auch im einstufigen Versuch eine zyklische Verfestigung ein, da nun genügend Energie zur Phasenumwandlung durch die größere plastische Verformung zur Verfügung steht. Die Verfestigung bei höheren Beanspruchungen im Einstufenversuch macht auch das Zusammenlaufen der

zyklischen Spannungs-Dehnungskurven ab 8 ‰ Dehnungsamplitude deutlich. Abbildung 39 vergleicht zwei unterschiedlich ermittelte

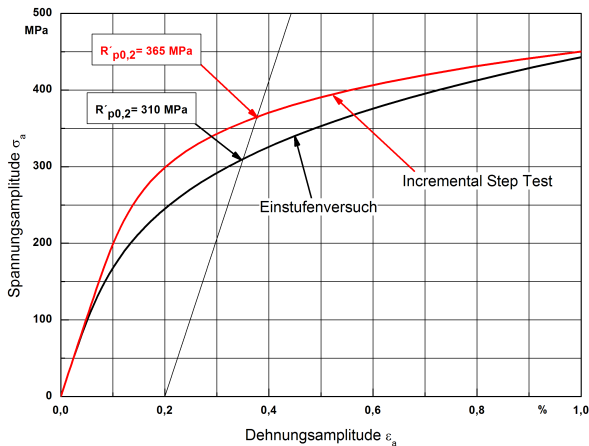


Abbildung 38: EN 1.4031: ZSDK aus IST und Einstufenversuch, jeweils Anlieferungszustand

ZSDK desselben Werkstoffs. Die schwarze Kurve stammt aus einstufigen Versuchen, die rote Kurve aus einem IST. Im Unterschied zu Abbildung 38 sind in diesem Fall beide Werkstoffe 10 ‰ vorgerect, alle weiteren Randbedingungen sind identisch mit der vorherigen Abbildung. Neben der generellen Anhebung der Kurven ist die wesentliche Veränderung in den Kurvenverläufen der beiden eingesetzten Versuchführungen zu sehen. War im Falle des Werkstoffs im Anlieferungszustand die Kurve des IST in weiten Bereichen des Diagramms über der einstufig ermittelten Kurve, kehrt sich das Bild bei dem leicht vorgereckten Werkstoff um. Zusätzlich liegen beide Kurven in diesem Fall sehr eng beieinander.

Der Effekt der zusätzlichen zyklischen Verfestigung durch den mehr-



stufigen IST scheint sich in diesem Werkstoffzustand mit Vorverfestigung durch quasistatisches Vorrecken dahingehend abzumildern, dass die einsetzende leichte zyklische Verfestigung etwas kleiner ist als die durch die einstufige Beanspruchung entstehende Verfestigung. Werden die Wechselverformungskurven dieser beiden Ver-

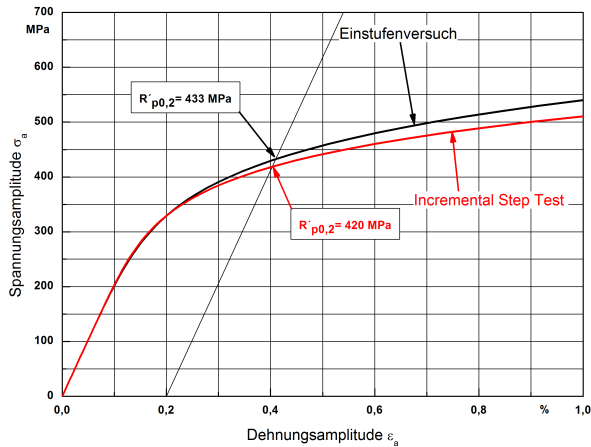


Abbildung 39: EN 1.4301: ZSDK aus IST und Einstufenversuch, jeweils 10 % vorgereckt

suchsführungen miteinander verglichen, wird der starke Einfluss der zyklischen Verfestigung auf den Verlauf der zyklischen Spannungs-Dehnungskurven deutlich. Abbildung 40 zeigt die Wechselverformungskurve für EN 1.4301 aus einem einstufigen Versuch mit 2,3 % Dehnungsamplitude. Es findet unter dieser geringen Dehnungsamplitude eine kontinuierliche, geringe Entfestigung des Werkstoffs bis zum Anriss statt. Die maximalen Spannungsamplituden in den oberen Umkehrpunkten jeder Hysterese fallen stetig ab. Im direkten Vergleich dazu weist die Wechselverformungskurve desselben Werkstoffs bei einer Dehnungsamplitude von 8 % einen deutlich abwei-

chenden Verlauf auf. Nach einer kurzen Phase der Entfestigung steigt die Spannungsamplitude durch die einsetzende zyklische Verfestigung bis zum Anriß der Probe stetig an. Der Werkstoff verfestigt aufgrund der erhöhten Dehnungsamplitude erheblich.

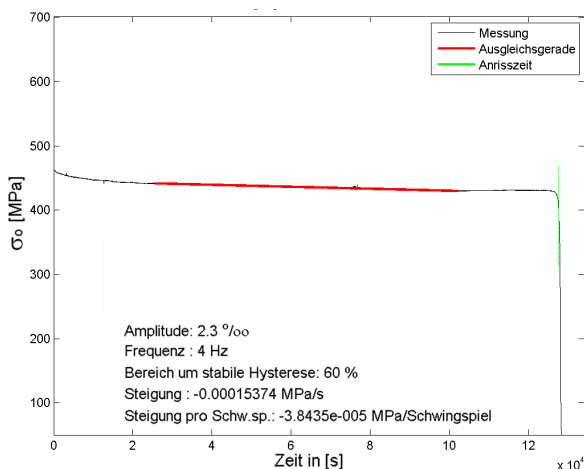


Abbildung 40: Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt 2.3‰

Eine Überschreitung einer gewissen Grenzamplitude für diesen Vorreckungszustand scheint notwendig zu sein, um die zyklische Verfestigung anzuregen. Unterhalb dieser Grenze zeigt der Werkstoff neutrales oder entfestigendes Verhalten. Begründet ist dies in der notwendigen Energie, welche zur martensitischen Umwandlung notwendig ist. Unterhalb einer plastischen Dehnungsamplitude kann diese nicht bereitgestellt werden, eine zyklische Verfestigung bleibt aus.

Diese Verläufe der Wechselverformungskurven sind typisch für transientes Werkstoffverhalten und beeinflussen die zyklischen

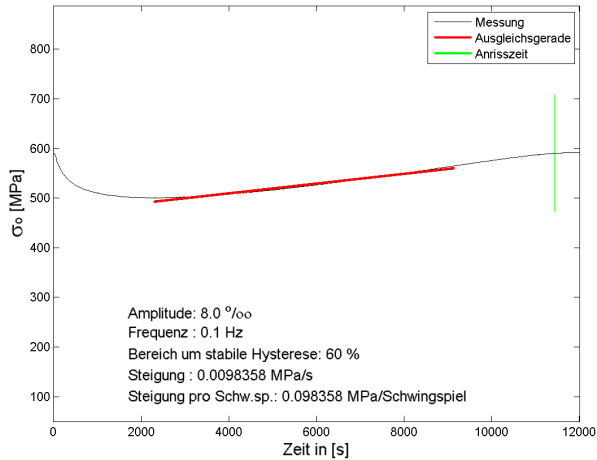


Abbildung 41: Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt 8‰

Spannungs-Dehnungs Kurven in Abhängigkeit der Schwingspielzahl. Wird das zyklische Verhalten eines transienten Werkstoffs während eines IST zu verschiedenen Zeitpunkten seiner Lebensdauer untersucht, ergeben sich teilweise erhebliche Unterschiede der resultierenden ZSDK.

Die nachfolgenden Diagramme zeigen jeweils drei ZSDK derselben Probe zu verschiedenen Zeitpunkten eines zyklischen IST- Versuchs. Die Zeiten der Ermittlung der Kurven sind mit den zyklischen Parametern in den Diagrammen vermerkt<sup>2</sup>. Der IST wurde, zusätzlich zu der Auswertung bei halber Anrißlebensdauer (Standardvorgehen), im Anfangs- und Endbereich der Wechselverformungskurven ausgewertet. Der Vorteil dieses Vorgehens der dreifachen Auswertung ist

<sup>2</sup>Über die Versuchszeit lässt sich die Anzahl der IST Blöcke berechnen, siehe Tabelle 22

die bessere Beschreibung von Ver- oder Entfestigungseffekten mittels der zyklischen Kennwerte. Ausgehend vom Standardwert bei halber Anrißlebensdauer wird hier zusätzlich der Zustand am Beginn der Ermüdung und kurz vor Erreichen des Endes der Lebensdauer mit ausgewertet. Der Vergleich dieser drei ZSDK erlaubt auf einfache Weise das Gegenüberstellen des Werkstoffzustands hinsichtlich seines Verfestigungsfortschritts. Für höhere Vorreckungen wurde die erste ZSDK bei 5-10 % der Anrißlebensdauer ausgewertet, um die anfängliche hohe Entfestigung durch Lösen von Versetzungen nicht zu berücksichtigen. Ein stabiler Zustand soll ausgewertet werden, um die transienten Effekte hervorzuheben. Der dritte Auswertezeitpunkt ist so gewählt, dass er kurz vor dem Anriß der Probe liegt, um nicht einen eventuell vorhandenen Spannungsabfall mit einzubeziehen. Typische Werte sind 95 % von der Anrißschwingspielzahl.

Durch diese Art der Mehrfachauswertung eines IST ist, neben der Darstellung des transienten Verhaltens über Wechselverformungskurven, auch eine Darstellung in Form von diskontinuierlichen zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurven möglich.

Abbildung 42 zeigt für den Werkstoff EN 1.4301 im Anlieferungszustand ohne Vorreckung den Einfluss der zyklischen Verfestigung auf die Spannungs-Dehnungs Kurve. Während die Auswertung am Anfang des Versuchs bei 5 %  $N_a$  eine ähnliche Kurvenform zur klassischen Auswertung bei  $N_a/2$  ergibt, zeichnet sich zum Ende der Lebensdauer der Probe hin eine hohe Verfestigung ab. Die rote Kurve der ZSDK bei 95 %  $N_a$  Sekunden liegt über der bei halber Anrißschwingspielzahl.

Für den Fall einer 25 %-igen einachsigen Vorreckung ändert sich das Verhalten des Werkstoffs deutlich, Abbildung 43. Sowohl am Anfang

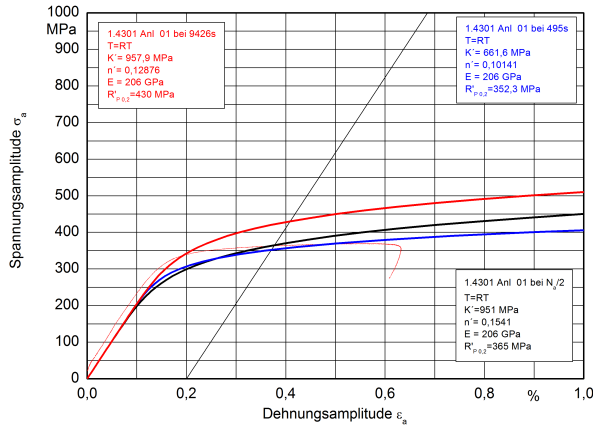


Abbildung 42: ZSDKs für 3 Auswertzeitpunkte über Lebensdauer IST

des Versuchs bei circa 5 %  $N_a$  als auch am Ende der Lebensdauer bei 95 %  $N_a$  liegen die zyklischen Spannungs-Dehnungskurven über der bei halber Anrißschwingpielzahl.

Ein Vergleich der zugehörigen Wechselverformungskurven zeigt die Gründe für die Lage der jeweiligen ZSDKs gut auf, vgl. Abbildungen 116 und 121. Die Wechselverformungskurve des IST im Anlieferungszustand zeigt bis circa 25 % der Anrißlebensdauer ein neutrales Verhalten, um dann im weiteren Verlauf der Beanspruchung stetig anzusteigen. Der Werkstoff verfestigt nach einer neutralen Phase im weiteren Verlauf seiner Beanspruchung. Der Fall eines IST nach einer 25 %-igen Vorreckung verdeutlicht die komplexen Interaktionen aus Verfestigung durch quasistatisches Vorrecken und zyklisch bedingter Veränderungen während zyklischer Beanspruchung. Bei 25 % Vorreckung zeigt der Werkstoff nach einer circa 22 % von  $N_a$  anhaltenden Phase der Entfestigung ein weitgehend neutrales Ver-

halten mit nur sehr geringer zyklischer Verfestigung. Bei einem IST nach 30 %-iger Vorreckung entfestigt er dagegen durchgehend, zyklische Verfestigung findet nicht mehr statt. Der Grad der Ver- oder

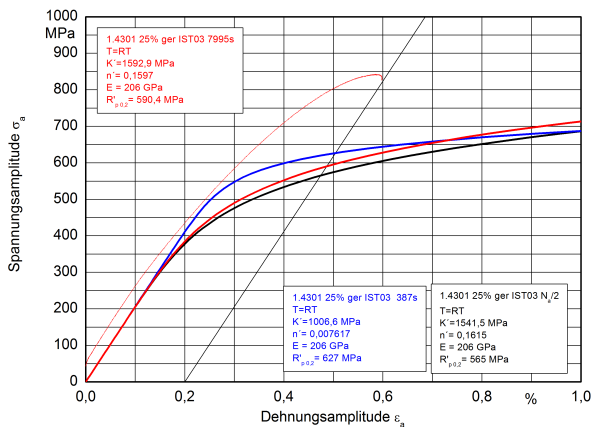


Abbildung 43: ZSDKs für 3 Auswertzeitpunkte über Lebensdauer IST, 25% gereckt

Entfestigung hängt, wie gerade angedeutet, von der jeweiligen Versuchsführung (ein- oder mehrstufiger Versuch, Höhe der maximalen Beanspruchung) und vom Grad der Vorreckung ab.

Die Abbildungen 40 und 41 enthalten eine rot gezeichnete Ausgleichsgerade. Diese Gerade ist eine lineare Funktion, welche die Neigung der aneinandergereiten Spannungsmaxima in einem Bereich von 60 % der Lebensdauer um die stabile Hysterese bei  $N_a/2$  beschreibt. Um den Fit zu berechnen wurden die Spannungsmaxima von 20 % bis 80 % der Anrißlebensdauer betrachtet. Die sich ergebende Steigung der rot eingezeichneten Ausgleichsgerade ist für alle Versuche in dem betrachteten Lebensdauerbereich eine gute Näherung, siehe Kapitel B.2, B.4, C.2 und C.3.

Jedoch wird mit dieser Methode eine Überlagerung mehrerer Ver- und Entfestigungsmerkmale nicht erfasst. Findet z. B. eine komplexe Veränderung der Wechselverformungskurve ähnlich Abbildung 41 statt, kann diese nicht über die gesamte Lebensdauer durch eine Geradengleichung erfasst werden. Daher wurde eine komplexere Approximation in Form einer Polynomfunktion dritten Grades ( $y = c + x_i + x_j^2 + x_k^3$ ) als Hüllkurvenfunktion gewählt. Die Koeffizienten eines solchen Polyfits sind beispielhaft in Abbildung 44 für den Werkstoff EN 1.4301 aus IST Versuchen für alle Vorreckungszustände gezeichnet. Der Verlauf der jeweiligen Koeffizienten zeigt keinen linearen Verlauf, der sich in Form einer einfachen Gleichung nutzen liesse. War bei einer linearen Approximation eine stärkere Abweichung einzelner Punkte von der Ausgleichsgerade noch vertretbar, werden durch die Glieder höherer Ordnung in diesem Fall die Fehler zu groß, um eine solche Vereinfachung nutzen zu können. Die komplexe Struktur der auftretenden Mechanismen und die daraus resultierenden manifoldigen Verläufe der Hüllkurven eignen sich nicht für eine Erfassung über die Spannung als Kriterium für die werkstoffkundlichen Veränderungen. Die alleinige Betrachtung der Ausgleichsgraden der Wechselverformungskurven unter Vernachlässigung der teilweise starken anfänglichen Entfestigung bei stark vorgereckten Werkstoffen ergibt teilweise eine konstante Veränderung. Abhängig von der Versuchsführung findet eine Ver- oder Entfestigung statt, diese Vorgänge lassen sich nicht immer äußeren Einflüssen wie Spannung oder Vorreckung zuordnen, Abbildung 45. Im Fall des Werkstoff EN 1.4404 ist die Rate der Veränderung der zyklischen Festigkeit, hier dargestellt als Steigung der Ausgleichsgraden der Hüllkurven, unter einstufiger Versuchsführung stark veränderlich. Es gibt keinen Zusammenhang zwischen Vorreckung und Ver-

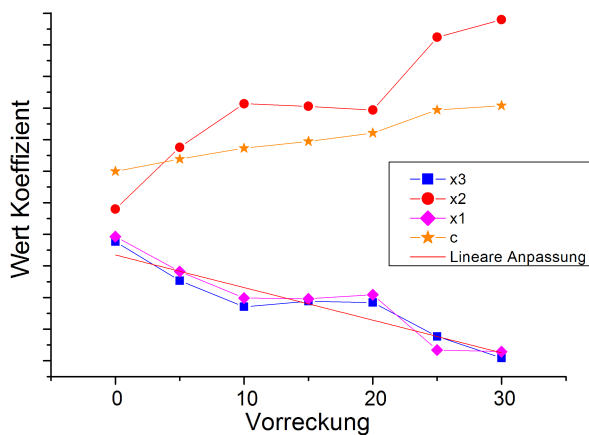


Abbildung 44: EN 1.4301 Polyfit: ZSDK Koeffizienten alle Vorre-  
ckungen

/Enfestigungsverhalten. Im Falle desselben Werkstoffs unter mehr-  
stufiger IST Beanspruchung ist jedoch eine nahezu lineare Abnahme  
der zyklischen Verfestigung in Abhängigkeit der eingestellten Vorre-  
ckung zu erkennen, Abbildung 46.



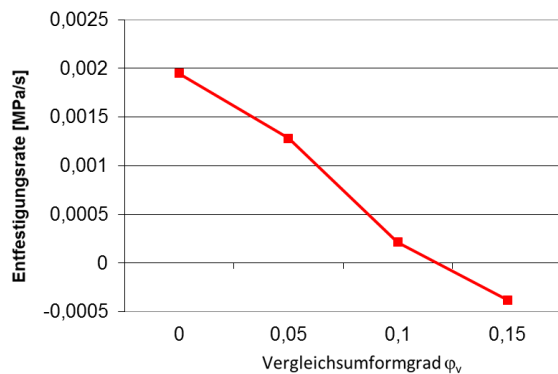


Abbildung 45: EN 1.4404: Transienz abhängig von der Vorreckung, Einstufenversuche

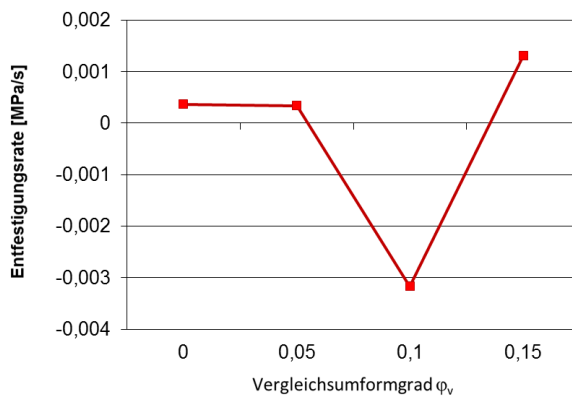


Abbildung 46: EN 1.4404: Transienz abhängig von der Vorreckung, IST

## 6.7 Transientes Verhalten, plastische Dehnungsregelung

Eine präzise Beschreibung des transienten Verhaltens, hier dargestellt durch die zeitlichen Verläufe der Spannungshüllkurven in Form von Wechselverformungskurven, gestaltet sich aufgrund der komplexen Kurvenverläufe schwierig. Bei totaldehnungsgeregelten Versuchen ändern sich die Verhältnisse von Umkehrspannung, elastischer und plastischer Dehnung fortlaufend während der Versuche (vgl. Kapitel 6.6). Ein Sättigungszustand mit neutralem Werkstoffverhalten tritt nur für bestimmte Vorreckungszustände, Dehnungsamplituden, oder eine bestimmte Kombination beider ein. Die plastische Dehnung und damit auch die Änderung der kumulierten plastischen Energie als Maß für Umwandlungsvorgänge sind stets variabel. Dieses Werkstoffverhalten erschwert die Beschreibung des transienten Verhaltens des Werkstoffes durch totaldehnungsgeregelte Versuche.

Die zur zyklischen Verfestigung notwendige Umwandlungsenergie in Form plastischer Dehnung kann durch Versuche mit plastischer Dehnung als Regelgröße bestimmt werden. Zu diesem Zweck wird fortlaufend während des Versuchs die Dehnung rechnerisch in elastische und plastische Anteile zerlegt. Die Regelung erfolgt weiterhin als Totaldehnung, jedoch wird in diesem speziellen Fall die Amplitude der Totaldehnung so angepasst, dass die sich in der Probe einstellende plastische Dehnung immer konstant der Vorgabe entspricht. Dies entspricht einer Kaskadenregelung, in der die Veränderung der Totaldehnungsamplitude abhängig von der gewünschten plastischen Dehnung bestimmt wird, siehe auch Kapitel 3.7. Die sich ergebenden Messdaten werden in Form von Wechselverformungskurven auf-

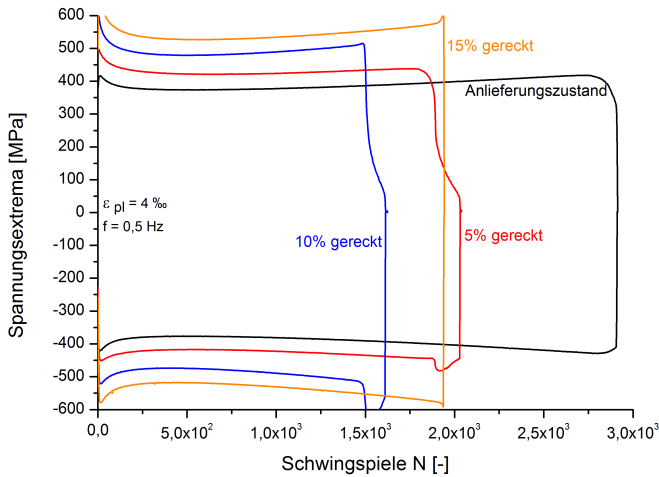


Abbildung 47: EN 1.4301: Wechselverformungskurven,  $\varepsilon_{pl} = 4 \text{ ‰}$ , verschiedene Vorreckungen

getragen. Abbildung 47 zeigt die Wechselverformungskurven für den Werkstoff EN 1.4301 in verschiedenen Vorreckungszuständen. Die plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{pl}$  beträgt konstant  $4 \text{ ‰}$ , die Versuchsfrequenz  $0,5 \text{ Hz}$ .

Die Verläufe der Kurven bestätigen die in Kapitel 6.4 festgestellten Zusammenhänge zur Verbesserung der zyklischen Spannungsantwort nach einer quasistatischen Vorreckung des Werkstoffs. Unter plastischer Dehnungsregelung ist dieselbe, vom Grad der Vorreckung abhängige Verfestigung auch unter plastischer Dehnungsregelung vorhanden. Gegenüber dem Anlieferungszustand bedingt eine Vorreckung höhere Spannungsamplituden in der Wechselverformungskurve. Gleichzeitig wird mit zunehmender Vorreckung die erreichbare Schwingenspielezahl reduziert. Dieser beobachtete Effekt wi-

derspricht zunächst den in totaldehnungsgeregelten Versuchen ermittelten Dehnungswöhlerlinien, vgl. Kapitel 6.5. Unter Totaldehnungsregelung wurde durch Vorrecken eine Verbesserung der Anrißlebensdauer bei geringen Beanspruchungsamplituden festgestellt, bei hohen Dehnungsamplituden wurde kein Einfluss verschiedener Vorreckungszustände beobachtet (vgl. Abb. 35). Die Verbesserung unter Totaldehnungsregelung entstammt der reduzierten plastischen Dehnungsamplitude durch das Vorrecken, die effektive Schädigung durch die zyklische Beanspruchung sinkt, die Lebensdauer nimmt zu. In diesem Fall kann jedoch das Vorrecken und die damit einhergehende Verfestigung keine Verringerung der plastischen Amplituden – und damit der Schädigung – bewirken. Die Lebensdauer nimmt eher ab, da insgesamt höhere Spannungen ertragen werden. Ein weiterer wesentlicher, die Anrißlebensdauer herabsetzender, Effekt liegt in der Umwandlung selbst. Durch die Änderung des Raumgitters von kubisch flächenzentriert in ein tetragonales Gitter nimmt das Volumen zu. Als Folge bilden sich Spannungen im Werkstoff, welche zu Mikrorissen in schon vorhandenen Martensitnadeln oder Platten führen können, die Schwingfestigkeit würde für diesen Fall gemindert. Die in [Mun84] beschriebenen Effekte der Rißschließung durch den Volumenzuwachs bei der Phasenumwandlung sind für diesen Fall nicht stark genug, um ein beschleunigtes Rißwachstum zu unterdrücken.

Für alle Vorreckungszustände ruft eine plastische Dehnungsamplitude von 4 ‰ eine zyklische Verfestigung hervor. Die am Anfang der Lebensdauer beobachtete Entfestigung bei totaldehnungsgeregelten Versuchen fällt hier geringer aus und ist weitgehend unabhängig von der Vorreckung. Aufgrund der insgesamt hohen plastischen Dehnungen scheint der Abbau der Versetzungen insgesamt nicht mehr

einen ausgeprägten Festigkeitsverlust hervorzurufen. Die zyklische Verfestigung läuft sehr schnell an, weil hinreichend Energie durch die hohe plastische Dehnung zur Verfügung steht. Der Verlust an Versetzungsdichte wird schnell durch die rasch einsetzende zyklische Verfestigung aufgefangen und sogar übertroffen. Der Grad der zyklischen Verfestigung ist nur in geringem Maße abhängig von der Vorreckung, die Steigung im mittleren Bereich der Wechselverformungskurven ist weitgehend ähnlich.

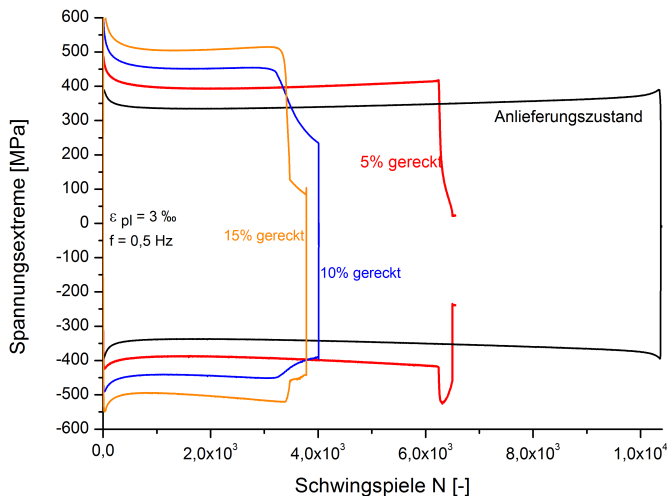


Abbildung 48: EN 1.4301: Wechselverformungskurven,  $\varepsilon_{pl} = 3\text{‰}$ , verschiedene Vorreckungen

Bei einer plastischen Dehnungsamplitude von 3 ‰ gelten im Wesentlichen dieselben Zusammenhänge wie bei den oben beschriebenen Versuchen mit 4 ‰. Es ist ein deutlicher Zusammenhang zwischen der eingestellten Vorreckung und der sich einstellenden Spannungsamplitude gegeben, Abbildung 48. Hohe Vorreckungsgrade führen zu

hohen zyklischen Spannungen. Die Zunahme an Spannung korreliert weitgehend mit dem Grad der quasistatischen Umformung. Auch in dieser Beanspruchungsstufe ist eine starke Verkürzung der Anrißschwingungszahl mit zunehmender Vorreckung festzustellen, die in totaldehnungsgeregelten Versuchen nicht festzustellen ist. Die Lebensdauer reduziert sich von circa 20.000 Schwingspielen im Anlieferungszustand auf circa 6.500 für die Vorreckungsgrade 10 % und 15 %. Die Verläufe der Wechselverformungskurven sind für alle Vorreckungszustände sehr ähnlich, eine leichte zyklische Verfestigung tritt für alle Zustände auf. Die Entfestigung am Versuchsbeginn ist konstant, ebenso sind die Steigungen der Hüllkurven nahezu identisch. Eine weitere Verminderung der plastischen Dehnungsamplitude auf

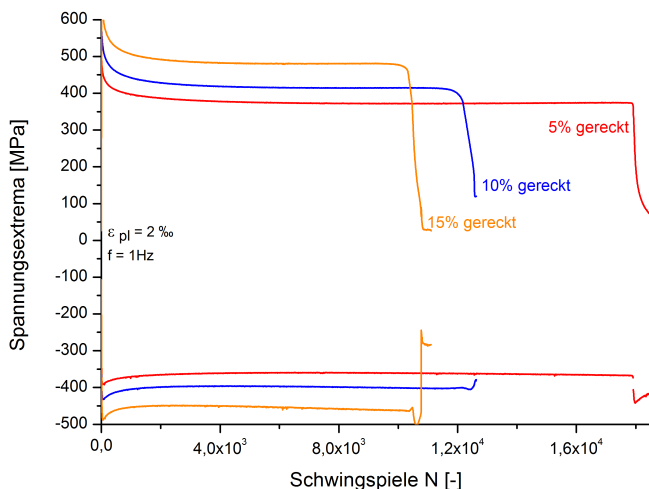


Abbildung 49: EN 1.4301: Wechselverformungskurven,  $\varepsilon_{pl} = 2\text{‰}$ , verschiedene Vorreckungen

$\varepsilon_{pl}$  auf 2 ‰ belegt die Grenze für die zur zyklischen Verfestigung notwendigen plastischen Dehnung, Abbildung 49. Die Wechselver-

formungskurven zeigen nach der bekannten Entfestigung zu Beginn der Versuche im Anschluss ein neutrales, gesättigtes Werkstoffverhalten ohne weitere Veränderungen der Wechselverfestigungskurven. Dieses Verhalten ist für alle Vorreckungszustände identisch.

Die grundsätzliche Anhebung der Spannungsniveaus durch eine quasistatische Vorreckung bleibt vorhanden, die Verkürzung der Anrißschwingenspielzahl ist schon aus den Versuchen mit anderen plastischen Dehnungsamplituden bekannt und hier ebenso stark ausgeprägt.

Zusammenfassung:

Auffallend bei den plastisch dehnungsgeregelten Versuchen ist der konstante, gleichmässige Anstieg der Wechselverformungskurven trotz unterschiedlicher Vorreckungszustände und plastischer Dehnungsamplituden. Die sekundäre zyklische Verfestigung verläuft weitgehend linear mit der Schwingenspielzahl. Die konstante Zufuhr plastischer Dehnungsarbeit ist maßgeblich für das zyklische Verfestigen des Werkstoff. Die sekundäre Verfestigung ist in den untersuchten Vorreckungsstadien unabhängig vom Grad der Vorreckung. Das deutet auf eine nicht vollständige Phasenumwandlung bei den 15 % vorgereckten Proben hin. Sie weisen noch weiteres zyklisches Verfestigungspotential auf, welches auch bei Anriß des Werkstoffs noch nicht ausgeschöpft ist.

Die reduzierte Lebensdauer bis zum Anriß der vorgereckten Werkstoffe unter plastisch geregelter Beanspruchung steht zunächst im Widerspruch zu den Ergebnissen unter Totaldehnungsregelung. Unter Einbeziehung der werkstoffbedingten Umwandlungsvorgänge auf Phasenebene ist sie jedoch durch die Verspannung durch die Volumenzunahme bei der Martensitumwandlung erklärbar.

## 6.8 Werkstoffkundliche Untersuchungen

Parallel zu den zyklischen Untersuchungen wurde die Kristallographie der zyklisch untersuchten Werkstoffe lichtmikroskopisch und mittels Feritscope untersucht. Ziel dieser Untersuchungen war einerseits die Umwandlung von Austenit in Martensit durch Vorrecken im Gefüge der LCF-Proben nachzuweisen. Des Weiteren sollten die zyklischen Verfestigungsvorgänge durch zyklische Beanspruchung näher beschrieben werden.<sup>3</sup>

Eine umfangreiche Serie Schliffbilder wurde erstellt. Die Bilder liegen von allen untersuchten Werkstoffen in den meisten behandelten Vorreckungszuständen vor. Die Martensitbereiche im Gefüge sind gut erkennbar und lassen sich qualitativ bewerten.

Die Proben für die zyklischen Untersuchungen wurden quer zur Walzrichtung des Ausgangsmaterials entnommen. Die Vorreckung erfolgte ebenfalls quer zur Walzrichtung. Die Schliffbilder wurden quer zu der Probenlängsachse erstellt, liegen dementsprechend längs zur Walzrichtung.

Die Entnahme der Schliffproben erfolgte an LCF-Proben, wie sie auch in zyklischen Versuchen eingesetzt wurden. Diese Proben wurden nach dem Vorrecken bzw. nach den zyklischen Versuchen spannend getrennt. Die Trennung erfolgte mittels Scheibenfräsen unter Einsatz von Kühlmittel, um eine bearbeitungsinduzierte Beeinflussung des Gefüges auszuschliessen. Anschliessend wurden die Stirnflächen mit 54 $\mu$ m Diamantsuspension unter Wasser geschliffen. Nach-

---

<sup>3</sup>Die Schliffe wurden am Institut für Werkstoffkunde der Leibniz Universität Hannover erstellt. Die Martensitmessung fand am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM) der Leibniz Universität Hannover statt.



folgendes Polieren erfolgte mit Korngrößen von  $9\mu\text{m}$  bis hinunter zu  $1\mu\text{m}$  in Wasser und Ethanol. Vor dem Ätzen mit BERAHA 1/2 oder V2A Beize wurden die Proben chemisch poliert.

Zusätzlich wurden vom Werkstoff EN 1.4301 Schiffe nach zyklischer Beanspruchung mit unterschiedlichen Dehnungsamplituden untersucht. Durch den kristallographischen Vergleich des Werkstoffs im hochbeanspruchten Probenquerschnitt mit einem Werkstoffvolumen im Bereich der Einspannung können zyklisch bedingte Änderungen des Gefüges festgestellt werden. Dazu wurde eine zyklisch beanspruchte LCF-Probe spanend zerteilt. Abbildung 50 zeigt eine solche zur kristallographischen Untersuchung vorbereitete Probe. Die rechte Seite dieser Probe ist der zyklisch beanspruchte Bereich. Durch die Probenform und die Platzierung des Dehnungsaufnehmers in diesem Bereich ist davon auszugehen, dass in diesem Bereich ein bekannter, homogener zyklischer Dehnungszustand während der Prüfung vorgeherrscht hat. Die linke Seite der Probe definiert den Werkstoff im Ausgangszustand nach dem Vorrecken. Diese Teile der Probe wurden während des zyklischen Versuchs in der Einspannungsvorrichtung fixiert und wurden dadurch keiner plastischen zyklischen Beanspruchung ausgesetzt.

Der Vergleich beider Schlibbilder kann die Auswirkung der zyklischen Beanspruchung auf die Gefügebestandteile zeigen. In diesem Fall sind besonders die Veränderungen der martensitischen Phasenteile und deren Verteilung von Interesse für das transiente Werkstoffverhalten unter zyklischer Beanspruchung. Der Vergleich des Rohzustands und der zyklisch beanspruchten Querschnitte wurden aufgrund des hohen Präparationsaufwands nur für den Werkstoff EN 1.4301 durchgeführt. Für die anderen Werkstoffe liegen Schiffe

abhängig vom Vorreckungszustand vor.

Die nachfolgend dargestellten Abbildungen wurden durch den Einsatz von zwei unterschiedlichen Ätzverfahren erzeugt. Zur Kentlichmachung der Kornstruktur und martensitischer Phasen wurde eine klassische V2A Beize verwendet. Für die Farbbätzungen kam die Beize BERAHA 1 bzw. 2 zur Verwendung. Dieses Ätzverfahren eignet sich besonders gut zum Nachweis martensitischer Phasen in einem austenitischen Gefüge. Die Wirkung der BERAHA Ätzung beruht in der Ausbildung eines Sulfidfilms, welcher sich ausschliesslich auf ferritischen, martensitischen und austenitischen Gefügebestandteilen absetzt. Karbide und Nitride werden nicht angezeigt. In der Folge sind Korngrenzen gut ausgebildet, Körner und Zwillinge unterschiedlich angefärbt. Dies beruht auf der Tatsache, dass die Ätzung unterschiedliche Oberflächenenergien anzeigt, nicht aber auf chemische Unterschiede angewiesen ist. Bei dieser Ätzung stellen braune und blaue Bereiche martensitische Phasen dar. Bei längerer Ätzdauer werden martensitische Phasen schwarz. Grundsätzlich werden die Bilder mit farbiger BERAHA Ätzung bei steigendem Martensitanteil von hellblau zu dunkelblau über braun zu schwarz eingefärbt.

### 6.8.1 Werkstoff EN 1.4301

Abbildung 51 zeigt mit Farbbätzung aufgenommene Gefügebilder des Werkstoffs EN 1.4031 im Anlieferungszustand und in 3 weiteren Vorreckungszuständen (von links nach rechts). Die Proben befinden sich im Ausgangszustand vor einer zyklischen Beanspruchung. Die Schliffrisse zeigen eine deutliche, mit der eingestellten Vorreckung korrelierende

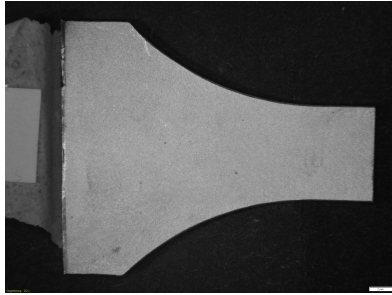


Abbildung 50: Werkstoffprobe für Schliffbilder

rende Zunahme der martensitischen Gefügebestandteile (schwarze Bereiche). Der Martensit bildet sich bei kleineren Vorreckungsgraden an den Korngrenzen aus, mit zunehmender Verformung werden flächige Martensitbereiche ausgebildet. Der Einfluss einer zyklischen

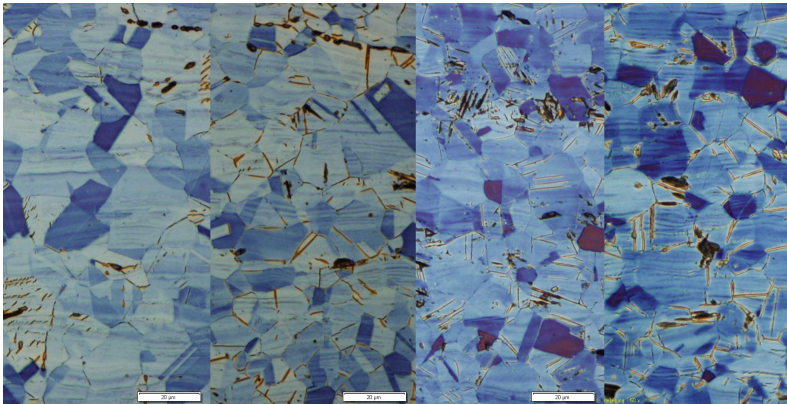


Abbildung 51: EN 1.4301: 0%, 10%, 15%, 20% Vorreckung, Stereo Aufnahme, 50-fache Vergrößerung mit Beraha 1 Ätzung, Ausgangszustand

Beanspruchung und der daraus resultierenden zyklischen Verfesti-

gung infolge einer zusätzlichen Martensitumwandlung ist in Abbildungen 52, 53 und 54 aufgezeigt. Diese Probe wurde im Anlieferungszustand des Werkstoffs ohne Vorreckung zyklisch mit 8 % Dehnungsamplitude beansprucht. Die Schlißbilder entstanden jeweils im unbeanspruchten Gefügebereich (linke Bildhälfte) und im Bereich der zyklischen Beanspruchung (rechte Bildhälfte). Sie entstammen jeweils derselben Probe. In allen drei Abbildungen ist eine Zunahme der Quantität der martensitischen Phase nach der zyklischen Beanspruchung zu erkennen, die schwarzen Bereiche im Gefüge haben zugenommen (Abbildung 52). Eine nähere Betrachtung zeigt eine Zunahme der schwarzen martensitischen Bereiche nicht nur an den Korngrenzen, sondern innerhalb der Körner als streifenförmige Ausscheidung (Abbildung 53). Die BERAHA geätzten Schliße (Abbildung 54) zeigen besonders deutlich die starke Zunahme der martensitischen Phasenanteile nach der zyklischen Beanspruchung. Der Verlauf der Wechselverformungskurve zu dieser Probe und die Versuchsführung sind in Abbildung 96 dargestellt. Die starke Zunahme der sich einstellenden Spannungsamplituden deckt sich mit der werkstoffkundlich festgestellten Veränderung der Phasenzusammensetzung im Werkstoff. Eine zyklische Verfestigung resultiert ursächlich aus der Formierung zusätzlichen Martensits durch die während des Versuchs aufgebrauchte Verformungsenergie.

Eine Gegenüberstellung der martensitischen Gefügebestandteile für einen größeren Vorreckungszustand ist in Abbildung 55 dargestellt. Dieser Zustand mit 15 % einachsiger Vorreckung und einer einstufigen zyklischen Beanspruchung mit 8 % Dehnungsamplitude weist keine wesentliche Veränderung des Gefüges im Schlißbild auf. Unter einstufiger Beanspruchung wurde für diese Versuchsführung und Vorreckung ein zyklisch stabiles (neutrales) Verhalten ohne Ver- oder

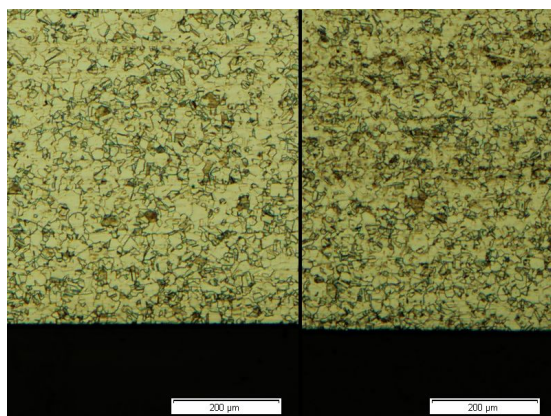


Abbildung 52: EN 1.4301: Keine Vorreckung, Einstufenversuch 8 ‰, Stereo Aufnahme, 5-fache Vergrößerung mit V2A Beize, links Ausgangszustand, rechts nach zyklischer Beanspruchung

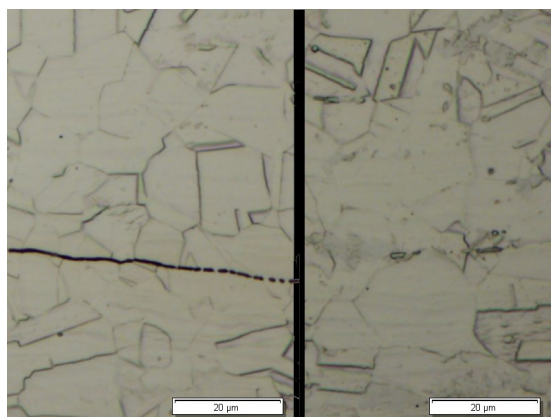


Abbildung 53: EN 1.4301: Keine Vorreckung, Einstufenversuch 8 ‰, Stereo Aufnahme, 50-fache Vergrößerung mit V2A Beize, links Ausgangszustand, rechts nach zyklischer Beanspruchung

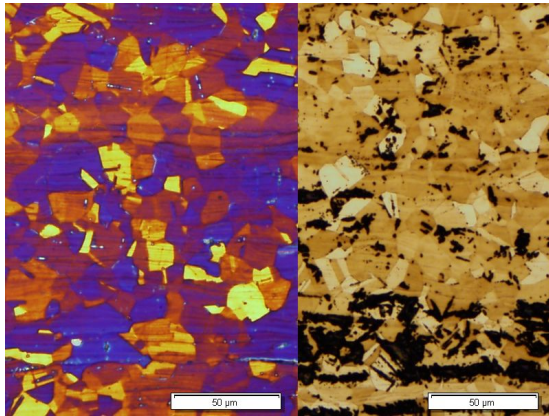


Abbildung 54: EN 1.4031: Keine Vorreckung, Einstufenversuch 8 ‰, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit BERAHA 1, links Ausgangszustand, rechts nach zyklischer Beanspruchung

Entfestigungsvorgänge festgestellt, vgl. Abbildung 104. Dieses Verhalten wird durch das Gefügebild bestätigt.

### 6.8.2 Werkstoff EN 1.4404

Abbildung 57 zeigt eine Übersicht der kristallographischen Veränderung des Werkstoffs EN 1.4404 in Abhängigkeit von der Vorreckung. Die Bilder sind bei einer 20-fachen Vergrößerung mit einfacher V2A Beize für die Vorreckungszustände 0 ‰, 10 ‰, 15 ‰ und 20 ‰ aufgenommen (von links nach rechts). Gut zu erkennen sind die schwarzen Ausscheidungen an den Korngrenzen für alle aufgenommenen Zustände. Mit steigender Vorreckung nehmen die schwarzen, martensitischen Bereiche an den Korngrenzen zu. Bei einer Vorreckung von 15 ‰ und 20 ‰ sind zusätzlich innerhalb der Körner schwarze,

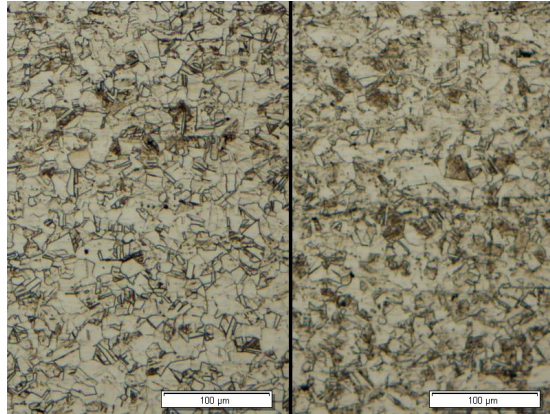


Abbildung 55: EN 1.4031: 15 % vorgereckt, Einstufenversuch 8 %, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit V2A Beize, links Ausgangszustand, rechts nach zyklischer Beanspruchung

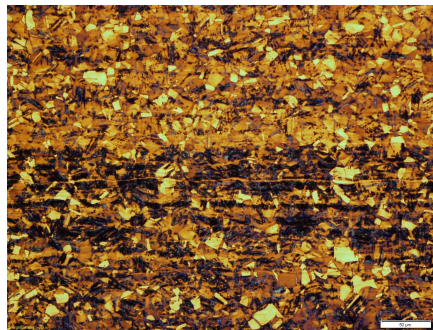


Abbildung 56: EN 1.4301: 30% vorgereckt, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit Beraha, Ausgangszustand

streifenförmige martensitische Umwandlungen sichtbar. Diese durchziehen parallel zueinander angeordnet einzelne Körner.

Eine mit BERAHA 2 geätzte Probe mit 30 %-iger Vorreckung ist



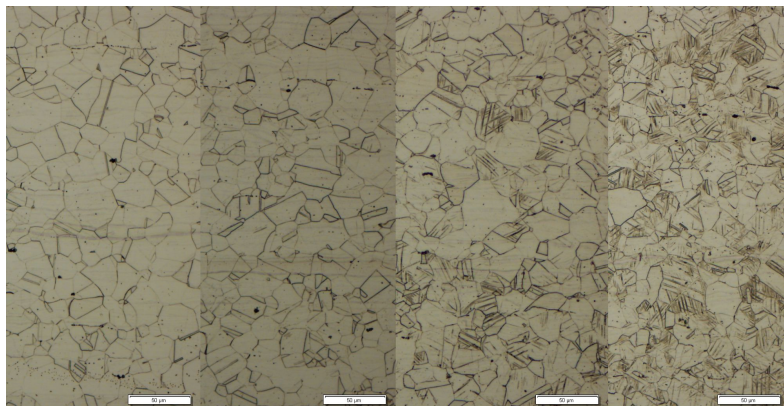


Abbildung 57: EN 1.4404: 0%, 10%, 15% und 20% Vorreckung, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit V2A Beize, Ausgangszustand

in Abbildung 58 dargestellt. Dieser Schliff zeigt die starke Durchsetzung des gesamten Werkstoffvolumens mit martensitischen Bereichen. Es liegen hier viele feine, gleichmäßig verteilte martensitische Bereiche vor, welche nicht an Korngrenzen orientiert zu sein scheinen oder von diesen ausgehen. Im Gegensatz zu EN 1.4301 (Abbildung 56) ist die Verteilung weniger dicht und aufgelöster. Generell ist die martensitische Phase quantitativ gegenüber dem Werkstoff 1.4301 geringer.

### 6.8.3 Werkstoff EN 1.4571

Der Vorreckungseinfluss auf die kristallographischen Eigenschaften des Werkstoffs EN 1.4571 ist in Abbildung 59 für die Vorreckungsgrößen 0 %, 20 % und 30 % ohne zyklische Beanspruchung dargestellt. Die Aufnahme mit 20-facher Vergrößerung und BERAHA 2 Ätzung



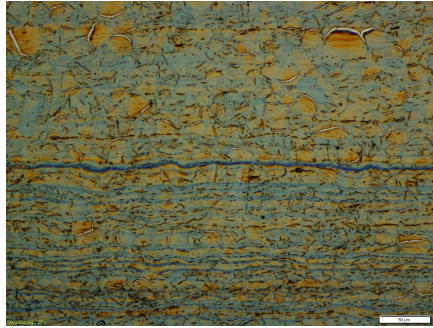


Abbildung 58: EN 1.4404: 30% vorgereckt, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit BERAHA 2, Ausgangszustand

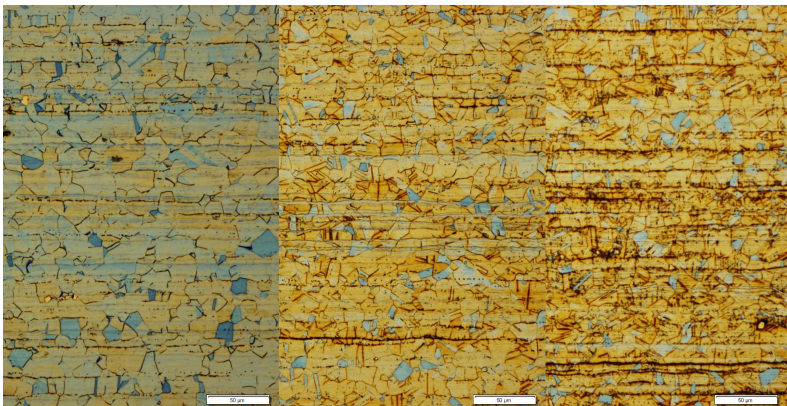


Abbildung 59: EN 1.4571: 0%, 20% und 30% Vorreckung, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, mit BERAHA 2 Ätzung, Ausgangszustand

zeigt eine ähnliche Struktur des Gefüges wie die bereits beschriebene Werkstoffe. Im Anlieferungszustand sind an den Korngrenzen Ränder schwarzer Färbung zu erkennen, die auf einen geringen Anteil Martensit hinweisen. Quer durch das Bild laufend sind feine, gepunktete Bänder zu erkennen. Ihre Ausprägung wird mit steigendem Umformgrad stärker. In der Stufe mit 30 % Vorreckung zeichnen sich zusätzlich innerhalb der Körner einzelne nadelförmige, parallel verlaufende Martensitanteile ab. In Abbildung 60 zeichnen sich diese an einer mit V2A Beize geätzten Probe besonders deutlich ab. Diese Eigenschaft deckt sich mit den Beobachtungen an den anderen beiden untersuchten Werkstoffen.

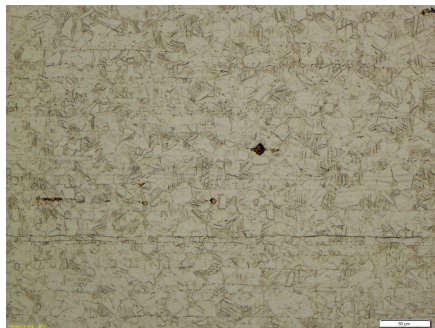


Abbildung 60: EN 1.4571: 30% vorgereckt, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit V2A Beize, Ausgangszustand

#### 6.8.4 Martensitgehaltmessung

Die in den Tabellen 7, 8 und 9 zusammengefassten Martensitgehaltmessungen stammen von LCF-Proben verschiedener Vorreckungszustände ohne vorherige zyklische Beanspruchung. Die Messungen wurden mittels Feritscope (vgl. Kapitel 3.3.1) durchgeführt. Mittig

im tallierten Bereich der Proben wurden vier Messpunkte auf der Längsachse angefahren und vermessen. Die Rohdaten der gemessenen Ferritgehalte wurden anschliessend um die vorhandene Blechdicke korrigiert und in einen Martensit-Volumengehalt umgerechnet.

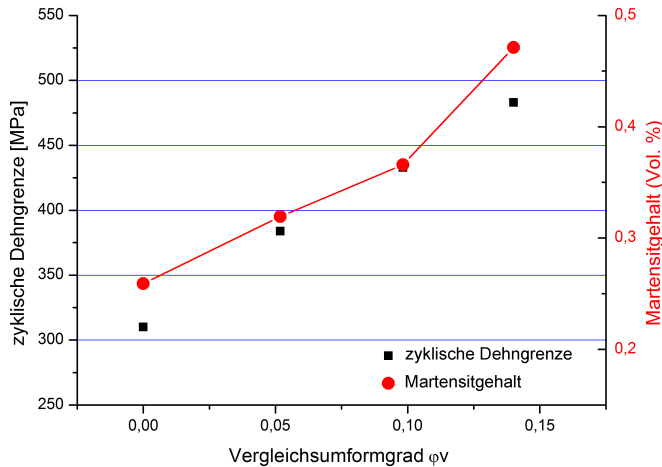


Abbildung 61: EN 1.4301: Martensitgehalt abhängig von Vergleichsumformgrad  $\varphi_v$

Je nach Werkstoff ergeben sich unterschiedliche Martensitgehalte abhängig vom Grad der Vorreckung. Die gemessenen Martensitgehalte und die zyklische Dehngrenze über der Vorreckung ist für den Werkstoff EN 1.4301 in Abbildung 61 dargestellt. Für diesen Fall besteht eine sehr gute Korrelation zwischen dem gemessenen Martensitvolumen und der Zunahme der zyklischen Dehngrenze  $R'_{p0,2}$ .

Abbildung 62 zeigt den Verlauf des Martensitvolumens über der Vorreckung für den Werkstoff EN 1.4404. Die bei diesem Werkstoff

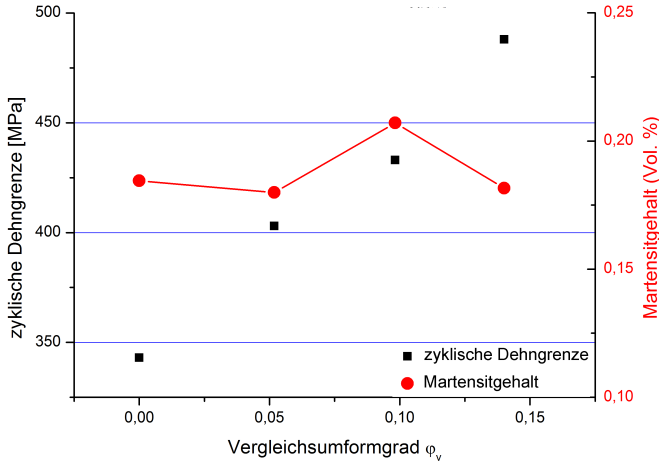


Abbildung 62: EN 1.4404: Martensitgehalt abhängig vom Vergleichsumformgrad  $\varphi_v$

ausgeprägte Verfestigung durch Vorrecken liegt für den statischen Fall nicht in einer martensitischen Umwandlung begründet. Die gemessenen Martensitvolumina sind trotz zunehmender Vorreckung im Gegensatz zu den anderen zwei untersuchten Werkstoffen konstant. Die beobachteten Zunahmen der zyklischen Festigkeiten durch Vorrecken beruhen demnach nicht auf einer direkten Umwandlung in martensitische Gefügebestandteile. Abbildung 154 zeigt die Wechselverformungskurve des Werkstoff für einen einstufigen Versuch im Anlieferungszustand mit  $\varepsilon_{a,t} = 8\%$ . Es zeigt sich nur eine leichte zyklische Verfestigung, das Martensitbildungspotential dieses Werkstoffs bei Raumtemperatur und der aufgebrachten plastischen Verformungsenergie ist gering.

Der Werkstoff EN 1.4571 zeigt bis zu einer Vorreckung von 10 % einen linearen Verlauf des Martensitvolumens über der Vorreckung.

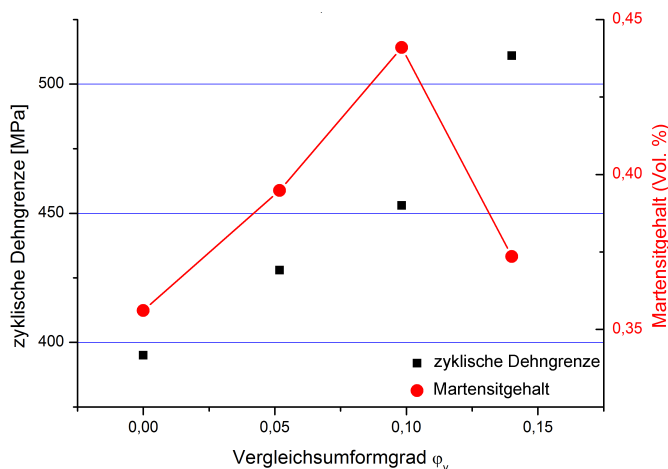


Abbildung 63: EN 1.4571: Martensitgehalt abhängig von Vergleichsumformgrad  $\varphi_v$

Während die zyklische Dehngrenze weiter linear ansteigt, fällt das gemessene Martensitvolumen bei 15 % Vorreckung stark ab, Abbildung 63. Dieser Messpunkt deckt sich nicht mit der beobachteten Festigkeitssteigerung und ist wahrscheinlich durch einen Messfehler der Ferritscope Messung zu begründen.

Meßstelle	0% Vorreckung	5% Vorreckung	10% Vorreckung	15% Vorreckung
1	0,25916	0,29931	0,36072	0,46061
2	0,25916	0,31959	0,38171	0,50170
3	0,25886	0,33952	0,36114	0,46169
4	0,25886	0,31922	0,36114	0,46061
⊙	0,25901	0,31941	0,36593	0,47115

Tabelle 7: Messwerte Martensitgehalt EN 1.4301 (Vol.%)

Meßstelle	0% Vorreckung	5% Vorreckung	10% Vorreckung	15% Vorreckung
1	0,17972	0,17994	0,20226	0,18163
2	0,17951	0,17994	0,20226	0,18163
3	0,19943	0,17994	0,22193	0,18163
4	0,17930	0,17994	0,2017	0,18163
∅	0,18449	0,17994	0,20706	0,18163

Tabelle 8: Messwerte Martensitgehalt EN 1.4404 (Vol.%)

Meßstelle	0% Vorreckung	5% Vorreckung	10% Vorreckung	15% Vorreckung
1	0,35987	0,32335	0,42412	0,40350
2	0,36156	0,42412	0,46438	0,36410
3	0,34152	0,40585	0,44786	0,36325
4	0,36156	0,42608	0,42756	0,36325
∅	0,35613	0,39485	0,44098	0,37353

Tabelle 9: Messwerte Martensitgehalt EN 1.4571 (Vol.%)

## 6.9 Energiebetrachtung

Die bisher vorgestellten Ergebnisse zeigen mehrere Eigenschaften der metastabilen Austenite auf, welche sie von ihrer mechanischen Charakteristik unter zyklischer Beanspruchung teils stark von anderen Stahlwerkstoffen unterscheidet. Die komplexen, überlagerten Ver- und Entfestigungsvorgänge der untersuchten Werkstoffe machen eine Beschreibung ihrer zyklischen Eigenschaften auf herkömmliche Weise nach den hinlänglich bekannten Gesetzen fehleranfällig. Das zyklische Verhalten ist von sehr vielen Parametern abhängig, selten liegt ein neutrales Werkstoffverhalten vor. Vielmehr ändern die untersuchten Werkstoff fortlaufend während einer zyklischen Beanspruchung ihre mechanischen Eigenschaften. Es können mehrere Faktoren festgehalten werden, welche die zyklischen Eigenschaften beeinflussen:

- Beanspruchungsamplitude  $\sigma_a$  in spannungsgeregelten Versuchen. Durch erhöhte Spannungsamplituden, aber auch durch Mittelspannungen kann es zu einer Verfestigung mit anschließender Abnahme der Dehnungsamplitude kommen.
- Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{at/pl}$ , sowohl in total- als auch in plastisch dehnungsgeregelten Versuchen. Die eingebrachte plastische Dehnung bedingt, abhängig von ihrem kumulierten Betrag, eine Ver- oder Entfestigung. Es muss eine Mindestbeanspruchung vorliegen, um eine Verfestigung zu erreichen. Unter dieser Grenze liegt neutrales oder leicht entfestigendes Verhalten vor.
- Umformzustand  $\varphi_v$ . Der Einfluss einer vorhergehenden Um-

formung auf die zyklische Spannungsantwort unter Dehnungsregelung ist erheblich, vgl. Kap. 6.4.

- Reihenfolge der Beanspruchung. In einer Blocklastfolge beeinflusst die Reihenfolge die zyklische Spannungsantwort der nachfolgenden Blöcke durch vorangegangene Beanspruchung mit Ver- oder Entfestigung.
- Fortschritt der zyklisch bedingten Ver- oder Entfestigung bezogen auf die Lebensdauer  $D$  bzw.  $N$  des Werkstoffs.

Anders ausgedrückt ist die zyklische Spannungsantwort

$$\sigma_a \equiv f(\varphi_v, \varepsilon_{at/pl}(N), D, N)$$

Über die Darstellung der plastischen kumulierten Dehnung haben verschiedene Autoren erfolgreich einen Zusammenhang zwischen werkstoffkundlichen Umwandlungen (primär der Martensitbildung) und der zyklischen Spannungsantwort geschaffen, [KZ98].

$$\varepsilon_{p,kum} = 2 \cdot \int_{N=1}^{N_a} 2 \cdot \varepsilon_{a,p}(N) dN \quad (26)$$

Die erreichten plastischen Dehnungen sind aber ihrerseits von der Beanspruchung und dem Fortschritt der Verfestigung abhängig. Im Praxiseinsatz sind äußere Lasten, welche konstante plastische Dehnungen erzeugen jedoch äußerst unwahrscheinlich, gar unmöglich.

Experimentell ist diese Art der Versuchsführung jedoch ein guter Ansatz zur grundsätzlichen Charakterisierung der Umwandlungseigenschaften über die Lebensdauer. Für den Fall einer plastisch dehnungsgeregelten Versuchsführung, bei welcher  $\varepsilon_{pl} = \text{const.}$  über die



Versuchszeit konstant gehalten wird, lässt sich die obige Gleichung (Gl. 26) zu

$$\varepsilon_{p,kum} = 2 \cdot N \cdot (2 \cdot \varepsilon_{a,p}) \quad (27)$$

vereinfachen. Diese Form der Versuchsführung und Darstellung ermöglicht einen zeitlich konstanten Verlauf der Zunahme der plastischen Dehnung,

$$d\varepsilon_{pl}/dt = \text{const.}$$

Eine weitere, vom Verlauf der Dehnung und damit der Wechselverformungskurve unabhängige Betrachtung ist die der kumulierten Energie der aufgezwungenen Hysteresen, der Verlustenergie. Die im Prüfquerschnitt der Probe verrichtete Arbeit lässt sich ausdrücken als Integral der Spannung über der Dehnung. Die Arbeit, oder auch Fläche einer Hysterese ergibt sich allgemein zu:

$$W_{Hysterese} = \oint \sigma d\varepsilon \quad (28)$$

Die Aufsummierung aller Hysteresen bis zum Anriß über den Verlauf eines beliebigen LCF-Versuchs beschreibt somit die verrichtete Verlustarbeit um eine Schädigung von  $D = 1$  (Anriß) in der jeweiligen Probe zu erzeugen.

$$W_{kumuliert} = \sum_{i=1}^{N_a} W_{Hysterese} \quad (29)$$

Oder ausformuliert in Schreibweise physikalisch messbarer Größen:

$$W_{kumuliert} = \int_1^{N_a} \int_{-\varepsilon_{at}}^{\varepsilon_{at}} \sigma(\varepsilon, N) d\varepsilon dN \quad (30)$$

Diese Art der mathematischen Beschreibung eignet sich gut für alle üblichen Arten der Versuchsführung, solange Informationen über den Zusammenhang von Spannung und Dehnung über  $N$  aufgezeichnet werden können.

Auf einen verfestigenden Werkstoff bezogen, ergibt sich im Fall eines totaldehnungsgeregelten Versuchs eine Unbekannte, um den Verlauf der Wechselverformungskurve in Abhängigkeit der verrichteten Arbeit vorhersagen zu können. Die Unbekannte kann die plastische Dehnung  $\varepsilon_{pl}$ , oder die Spannungsamplitude  $\sigma_a$  sein. Abbildung 64 zeigt schematisch zwei demselben Versuch entnommene Hysteresen unter totaldehnungsgeregelter Versuchsführung. Durch die Versuchsführung mit  $\varepsilon_{at} = \text{const.}$  sind die Grenzen der Hysteresen in Dehnungsrichtung festgelegt. Weiter wird vorausgesetzt, dass sich der E-Modul des Werkstoffs durch die zyklische Beanspruchung nicht ändern kann<sup>4</sup>. Es gelten zusätzlich noch mehrere Restriktionen bei der Konstruktion der Hysteresen: Um die Bedingung einer konstanten Energiezunahme  $dW/dN$  über der Schwingspielzahl zu erfüllen (siehe Abbildung 67), müssen die zwei Hysteresen identische Flächeninhalte aufweisen. Durch die Verfestigung des Werkstoffs nimmt  $\sigma_a$  während des Versuchs zu (vgl. Abbildung 96). Um die Bedingung nach identischem Flächeninhalt der Hysterese zu erfüllen, muss die Hysterese ihre Form verändern, ohne dass die Steigung der elastischen Anteile verändert wird ( $E=\text{const.}$ ). Zwangsläufig muss sich der Anteil der plastischen Dehnung reduzieren, um die genannten Randbedingungen erfüllen zu können.

---

<sup>4</sup>Der reale E-Modul kann sich werkstoffabhängig über die Lebensdauer und abhängig von der Beanspruchungsamplitude verändern. Eine genaue Quantifizierung ist schwierig und wird daher bei Betrachtungen dieser Art sehr häufig vernachlässigt.

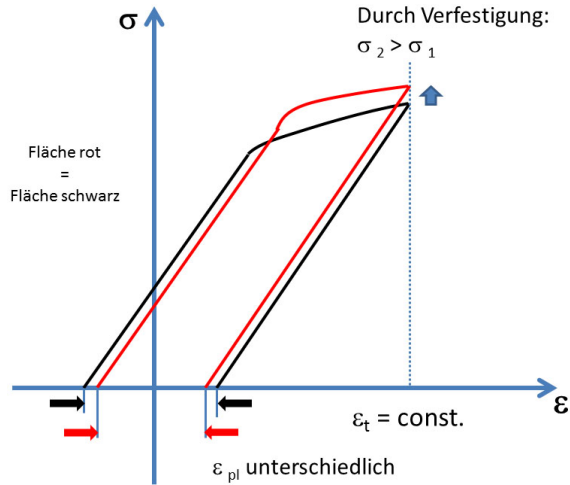


Abbildung 64: Energiebetrachtung Hysterese

Diese These wird durch die aufgezeigten Versuchsergebnisse gestützt. Ein Vergleich der Hysteresen zu verschiedenen Zeitpunkten bis zur Anrißlebensdauer zeigt deutliche Veränderungen, vgl. Abbildung 42. Die Veränderung der Spannungsamplituden bedingt ausserdem eine Verschiebung der Verhältnisse von elastischen zu plastischen Dehnungsanteilen bei der totaldehnungsgeregelten Versuchsführung, vgl. Tabelle 2.

Die genaue Erfassung der Veränderung entweder der Spannungsamplitude oder der plastischen Dehnungsanteile an der Gesamtdehnung ist problematisch. Es kann unter Laborbedingungen für bestimmte Beanspruchungen eine konstante Verlustenergie rate festgestellt werden. Damit ist die Fläche der Hysteresen beschreibbar. Eine Vorhersage der Form der Hysteresen über die Versuchs- bzw. Lebensdauer ist nach Meinung des Autors aber nicht möglich. Damit ist auch

die Festlegung der Spannungsextrema oder die Dehnungsaufteilung in plastische und elastische Dehnungsanteile nicht gegeben. Der genaue Verlauf der Spannungsextrema über den Versuchsverlauf bleibt unbekannt, eine Vorhersage der Spannungs- oder Dehnungsantwort ist mittels einfacher Methoden nicht möglich.

### 6.9.1 EN 1.4301: totaldehnungsgeregelte Einstufenversuche

In den nachfolgenden Diagrammen ist die kumulierte Verlustenergie-dichte nach Gleichung (30) für eine Versuchsführung mit konstanter Totaldehnungsamplitude dargestellt. Auf der Abszisse aufgetragen ist die Anzahl der Schwingspiele, auf der Ordinate die Verlustenergie-dichte. Abbildungen 65 und 66 weisen für den Anlieferungszustand der untersuchten Bleche eine lineare Zunahme der Verlustenergie bis zum Anrißzeitpunkt auf. Die Verlustengerierate ist somit konstant.

Sowohl bei 2 ‰ als auch bei 4 ‰ Totaldehnungsamplitude werden ähnliche totale Verlustenergiemengen bis zum Anriß der Proben erreicht, obwohl Dehnungsamplitude und Anrißschwingspielzahl stark unterschiedlich sind. Für diese beiden Fälle scheint die Verlustenergie ein geeignetes Maß zur Beschreibung des Schädigungsfortschritts zu sein.

Die Wechselverformungskurven dieser beiden Versuche (Abbildungen 94 und 95) zeigen für den Anlieferungszustand ein weitgehend neutrales Werkstoffverhalten. Der lineare Verlauf der Verlustenergie ist somit eine direkte Folge des Wechselverformungsverhaltens.

Abbildung 67 zeigt den Verlauf der Verlustenergie für den einstufigen

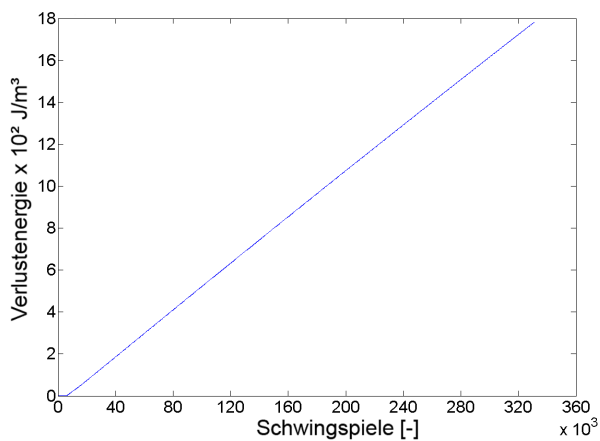


Abbildung 65: EN 1.4301 Verlustenergiedichte im Anlieferungszustand, 2 ‰ Totaldehnungsamplitude

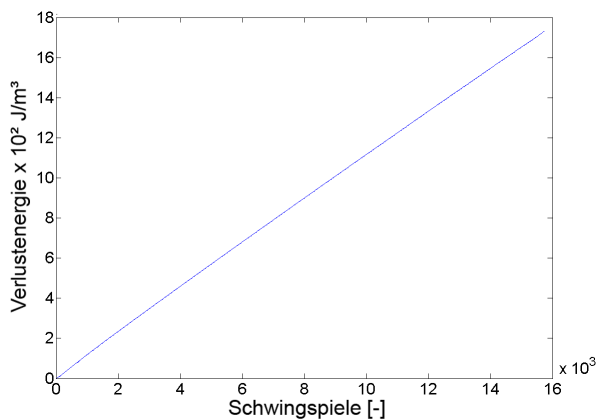


Abbildung 66: EN 1.4301 Verlustenergiedichte im Anlieferungszustand, 4 ‰ Totaldehnungsamplitude

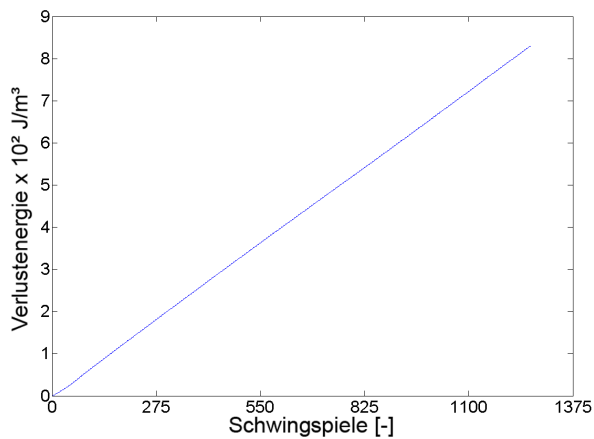


Abbildung 67: EN 1.4301 Verlustenergiedichte im Anlieferungszustand, 8 ‰ Totaldehnungsamplitude

Versuch mit 8 ‰ Totaldehnungsamplitude. Auch hier ist eine konstante Verlustenergie rate nachweisbar. Im Gegensatz zu den beiden vorherigen Versuchen ist die Wechselverformungskurve (Abbildung 96) jedoch von einer mittleren Verfestigung geprägt, welcher eine leichte Entfestigung zu Beginn der Lebensdauer vorausgeht. Dieser transiente Verlauf der Wechselverformungskurve spiegelt sich jedoch nicht in der Verlustenergiekurve wider. Die Verfestigung wird durch die energiebasierte Darstellung egalisiert. Trotz unterschiedlicher zyklischer Spannungsantwort während der Zunahme der Schädigung ist die Verlustenergie rate weiterhin konstant. Diese Darstellung eignet sich daher gut als eine von der Spannung und Dehnung unabhängige Form der Erfassung des Schädigungsfortschritts. Einschränkend muss festgestellt werden, dass für diese Probe die bis zum Anriß erreichte Verlustenergie nur etwa halb so groß ist, wie die der beiden Proben auf niedrigeren Dehnungsniveaus. Die Ursache ist unklar, mag aber der fehlenden statischen Absicherung dieser Untersuchungen geschuldet sein. Für weitere Vorreckungszustände gelten die getroffenen Aussagen gleichfalls. In den Abbildungen 174 und 175 sind für die Totaldehnungsamplituden von 2,2 ‰ und 8 ‰ die Verlustenergie dichten bis zum Anriß aufgetragen. Die Proben zeigen in der Energiebetrachtung den gleichen linearen Kurvenverlauf, unabhängig der Wechselverformungskurven (vgl. Abbildungen 97 und 99). Das relativ starke Entfestigungsverhalten bei sehr geringem Schädigungsfortschritt sowie das transiente Verhalten im weiteren Verlauf der Lebensdauer bis zum Anriß werden durch die energiebasierte Betrachtung egalisiert. Die erreichte totale Verlustenergie dieser beiden Proben ist sehr ähnlich und bestätigt die vorherigen Beobachtungen an Proben ohne Vorreckung.

### 6.9.2 EN 1.4301 Incremental Step Test

In den nachfolgenden Diagrammen ist die kumulierte Verlustenergiedichte nach Gleichung (30) dargestellt. Auf der Abszisse aufgetragen sind die einzelnen Blöcke des Incremental Step Test. Die Versuche wurden mit 1000 Hz abgetastet. Ein Block eines IST entspricht hierbei einer Zeit von 109 Sekunden bzw. 109.000 Messwerten (vgl. Tabelle 22) und enthält 80 sukzessiv auf- und abklingende Halbschwingenspiele, vgl. Kapitel 3.7.

Die über der Versuchszeit aufgetragene Verlustenergiedichte  $W_{kumuliert}$  zeigt für die durchgeführten Incremental Step Tests einen linearen Verlauf der Energiezunahme bzw. der Verlustenergiedichte. Das bedeutet, dass trotz teilweise erheblicher Änderungen der zyklischen Spannungsantwort (vgl. Abb. 116) über die Versuchsdauer keine Änderung der Verlustenergieänderungsrate auftritt. Unter konstant geregelter Totaldehnung mit teilweise stark verändernder Spannungsantwort bleibt die Energie der geschlossenen Hystereseschleifen konstant.

Der Werkstoff EN 1.4301 nimmt trotz erheblicher Verfestigung im Laufe des Versuchs immer eine konstante Energiemenge pro Hystereseschleife auf, um die aufgezwungene Verformungsarbeit unter Totaldehnungsregelung zu leisten. Dieses Verhalten entspricht der mit Abbildung 64 aufgestellten These, dass trotz der sich ändernden Spannungsamplitude  $\sigma_a$  die Fläche der Hysteresen gleich bleiben muss, da sich die plastischen Dehnungsanteile  $\varepsilon_{pl}$  entsprechend reduzieren. Nicht nur die am Anfang der Versuche beobachtete starke Entfestigung bei hohen Vorreckungsgraden (vgl. Abbildung 122)



wird komplett durch die Energiebetrachtung abgebildet, auch anschließende starke Verfestigungen beeinflussen die Steigung der kumulierten Verlustenergiedichte nicht.

Für die untersuchten IST-Versuche in allen vorliegenden Vorreckungszuständen von 0 % bis 30 % Vorreckung gibt es eine gemeinsame Energiezunahmerate. Die Analyse der Verläufe der Verlustenergiedichte zeigen, dass sich die Verläufe gut durch einfache lineare Funktionen abbilden lassen. Die Steigung aller Verläufe ist nahezu identisch, bei den in den dargestellten Diagrammen gewählten Einheiten ist die Steigung für alle Versuche circa  $105 \frac{J}{m^3 \cdot \text{IST Block}}$ .

Leichte Abweichungen des linearen Kurvenverlaufs am Anfang der jeweiligen Kurven sind durch die Einregelzeit der Sollwertvorgabe bedingt. Bei starker Entfestigung konnte das System nicht sofort die vorgegebenen Dehnungen einregeln, weil der Werkstoff seine zyklische Spannungsantwort zu schnell änderte. Der waagerechte Verlauf der Kurven am Ende ist mit dem Anriß der Proben zu erklären, die kumulierte Energie nimmt nicht mehr linear zu, weil der Probenquerschnitt durch einen Anriß stark reduziert wird.

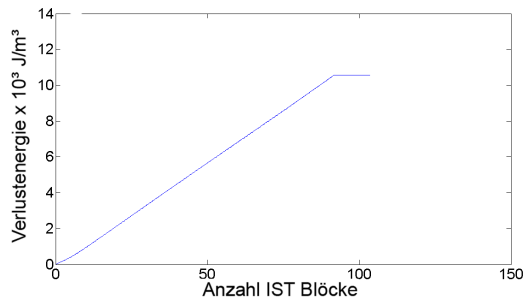


Abbildung 68: EN 1.4301: Verlustenergie im Anlieferungszustand

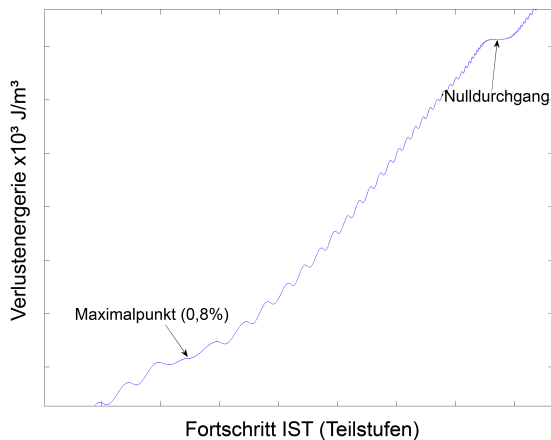


Abbildung 69: EN 1.4301: Verlustenergie im Anlieferungszustand, Ausschnitt

Abbildung 69 zeigt eine starke Vergrößerung eines Kurvenverlaufs. Markiert ist ein abnehmender IST-Block von  $\varepsilon_{at} = 8 \text{ ‰}$  bis zu dem Nulldurchgang des IST-Blocks bei  $\varepsilon_{at} = 0,2 \text{ ‰}$  bis  $\varepsilon_{at} = -0,2 \text{ ‰}$ . Der wellige Kurvenverlauf mit teilweise negativer Energiezunahme resultiert aus der numerischen Integration der Messwerte, physikalisch ist eine Abnahme der kumuliertem Engerie nicht möglich. Die Zunahme der Verlustenergiedichte ist für hohe Dehnungsamplituden am größten, zu sehr kleinen Amplituden hin wird sie Null. Die Kurve verläuft waagerecht, sobald die Totaldehnungsamplitude so gering ist, dass keine plastischen Dehnungsanteile mehr auftreten.

## 6.10 Zusammenfassung der zyklischen Eigenschaften

Die dargestellten experimentellen Ergebnisse der zyklischen Untersuchungen zeigen für die drei untersuchten Werkstoffe besondere Reaktionen auf verschiedene Dehnungsbeanspruchungen. Übliche Vereinfachungen und Voraussetzungen, wie sie z.B. für ferritische Stähle eingesetzt werden, führen teilweise zu großen Fehlern in der Abschätzung der Kennwerte. Insbesondere die starken Veränderungen der zyklischen Spannungs-Dehnungs Kurven sind werkstoffspezifisch ausgeprägt und lassen innerhalb derselben Werkstoffgruppe der Austenite keine allgemeinen Regeln für die Abschätzung der Kennwerte zu. Speziell angepasste Parameter erlauben jedoch eine genaue Abschätzung der ZSDK abhängig vom Vergleichsumformgrad. Diese Abschätzung gilt für den Zeitpunkt der halben Anrißlebensdauer unter ähnlicher Beanspruchung wie in den Versuchen zur Bestimmung der Anpassungsparameter.

Werden diese Randbedingungen über- oder unterschritten, gelten die getroffenen Beobachtungen nicht mehr uneingeschränkt. Jedoch ist in allen Werkstoffen ein Tendenz zu bestimmten Reaktionen feststellbar. Allgemein kann festgehalten werden, dass steigende Beanspruchungsamplituden zu früherem Einsetzen der Martensitbildung führen. Bei hohen plastischen Beanspruchungen ist eine gesteigerte Martensitbildungsrate festzustellen, die Verfestigung findet auf Schwingspiele bezogen schneller statt. Die resultierenden zyklischen Reaktionen sind stark von der Beanspruchungsreihenfolge abhängig. Unter der mehrstufigen Beanspruchung eines IST wurden aufgrund der linearen Verteilung der Amplituden teilweise hohe Verfestigung

gen beobachtet, ohne dass die kleinen Amplituden eine Entfestigung bewirkten. Dieses Verhalten ist bei einstufigen Versuchen mit kleinen Amplituden nicht zu beobachten, hier findet eine gleichmässige Entfestigung statt. Selbiges gilt auch für Blockbelastungen tief-hoch. Dadurch kann keine allgemeingültige ZSDK für einen Werkstoff angegeben werden. Eine Berücksichtigung des jeweiligen Umformzustands sowie der Beanspruchungs-Zeit-Funktion sind notwendig, um eine hohe Treffsicherheit zu gewährleisten. Dieses Verhalten wird werkstoffseitig durch den welligen Gleitcharakter der metastabilen Austenite geprägt. Daher wird empfohlen, für eine Lebensdauerabschätzung nach dem Örtlichen Konzept einen beanspruchungsangepassten Parametersatz zur Bestimmung der zyklischen Eigenschaften zu verwenden. Dieser muss unter Umständen experimentell gewonnen werden, falls die Beanspruchungen stark von vorhandenen, experimentell belegten oder mittels der vorgeschlagenen Methoden geschätzten Kennwerten abweichen.

## A zyklische Koeffizienten

### A.1 zyklischer Verfestigungsexponent und Verfestigungskoeffizient

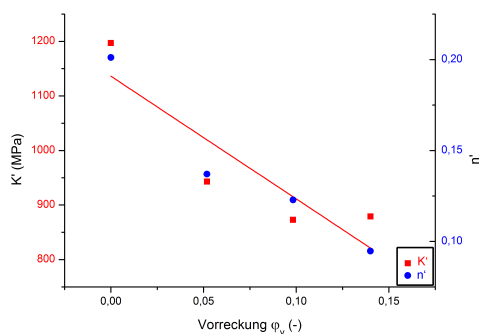


Abbildung 70: EN 1.4404: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, Einstufenversuche

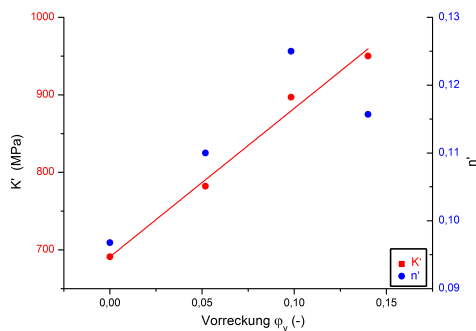


Abbildung 71: EN 1.4404: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, IST

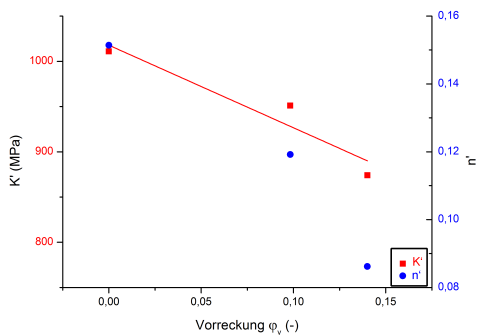


Abbildung 72: EN 1.4571: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, Einstufenversuche

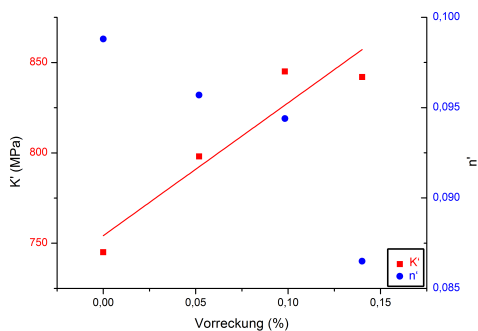


Abbildung 73: EN 1.4571: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, IST

## A.2    **zklische Dehngrenze in Abhängigkeit der Vorreckung**

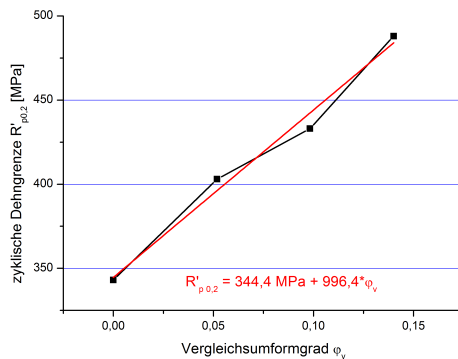


Abbildung 74: EN 1.4404:  $R'_{p0.2}$  in Abhängigkeit von der Vorreckung, Einstufenversuch

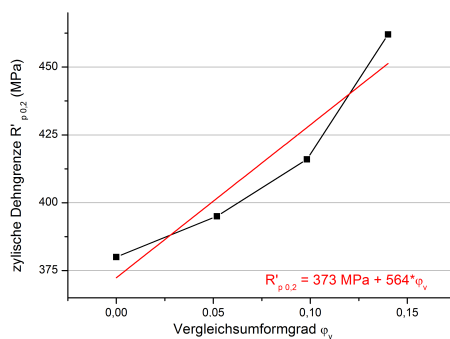


Abbildung 75: EN 1.4404:  $R'_{p0.2}$  in Abhängigkeit von der Vorreckung, IST

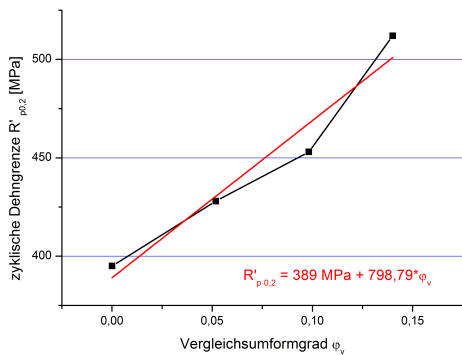


Abbildung 76: EN 1.4571:  $R'_{p0.2}$  in Abhängigkeit von der Vorreckung, Einstufenversuche

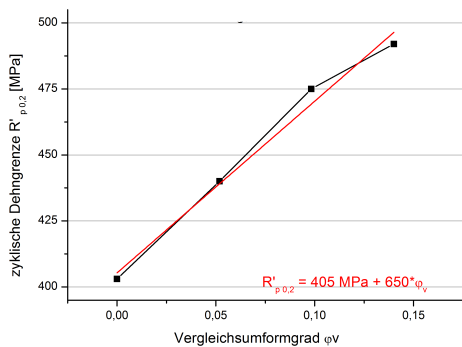


Abbildung 77: EN 1.4571:  $R'_{p0.2}$  in Abhängigkeit von der Vorreckung, IST



## B Zyklische Kennwerte EN 1.4301

### B.1 Einstufenversuche

#### B.1.1 Anlieferungszustand

$$E = 206.000\text{MPa}$$

$$\sigma'_f = 849$$

$$b = -0,0930$$

$$\varepsilon'_f = 0,0956\text{MPa}$$

$$c = -0,3573$$

$$K' = 1564\text{MPa}$$

$$n' = 0,2603$$

Tabelle 10: Versuchspunkte EN 1.4301 Anlieferungszustand

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
252,9	2,00	1,23	0,77	317565
302,5	4,00	1,47	2,53	14608
413,5	7,99	2,01	5,99	1268
254,1	2,00	1,23	0,77	352260
256	2,00	1,24	0,76	365452
304,4	4,00	1,48	2,52	13809
419,2	7,99	2,03	5,96	1122
430,3	7,99	2,09	5,90	1251
255,3	2,39	1,24	1,15	148262
397,7	6,99	1,93	5,06	1772
371,75	5,99	1,80	4,18	2655
257,3	1,89	1,25	0,64	1000000

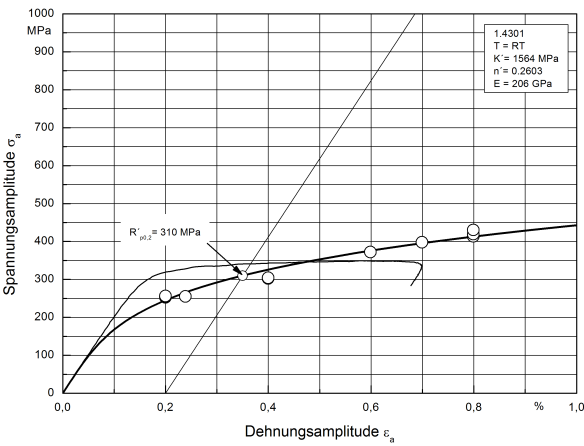


Abbildung 78: EN 1.4301 ZSDK Einstufenversuch, Anlieferungszustand

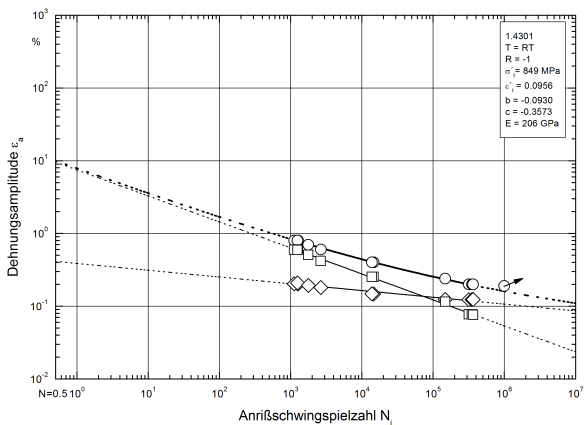


Abbildung 79: EN 1.4301 DWL Einstufenversuch, Anlieferungszustand

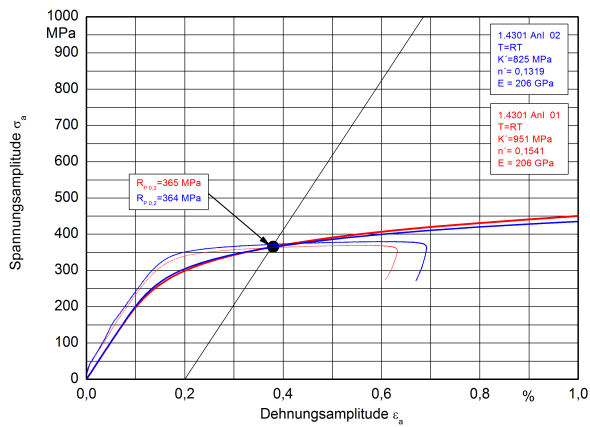


Abbildung 80: EN 1.4301 ZSDK aus IST, Anlieferungszustand

**B.1.2 5% gerecht**

$$E = 206.000 \text{ MPa}$$

$$\sigma'_f = 928$$

$$b = -0,0853$$

$$\varepsilon'_f = 0,1764 \text{ MPa}$$

$$c = -0,4327$$

$$K' = 1307 \text{ MPa}$$

$$n' = 0,1972$$

Tabelle 11: Versuchspunkte EN 1.4301 5% gerecht

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
316,5	2,30	1,54	0,76	119000
359,7	4,00	1,75	2,25	12227
318,2	2,20	1,54	0,65	253230
452,9	7,99	2,20	5,79	1471
320,9	2,20	1,56	0,64	185408
363,4	4,00	1,76	2,24	13051
313,3	2,10	1,52	0,58	234644
522,7	7,99	2,54	5,45	1486
431,7	6,00	2,10	3,90	3142
317,03	2,10	1,54	0,56	392868
390,5	5,00	1,90	3,10	5364

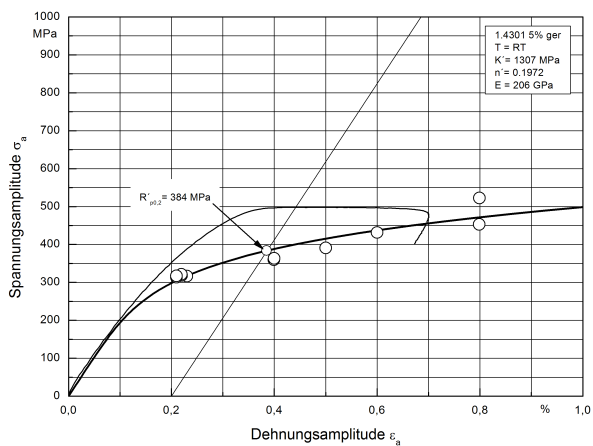


Abbildung 81: EN 1.4301 ZSDK Einstufenversuch, 5%gereckt

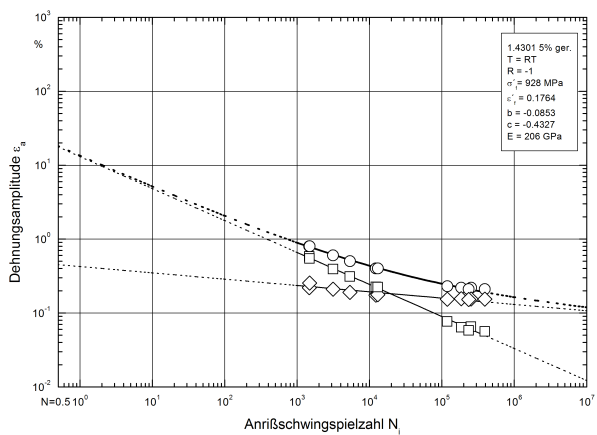


Abbildung 82: EN 1.4301 DWL Einstufenversuch, 5% gereckt

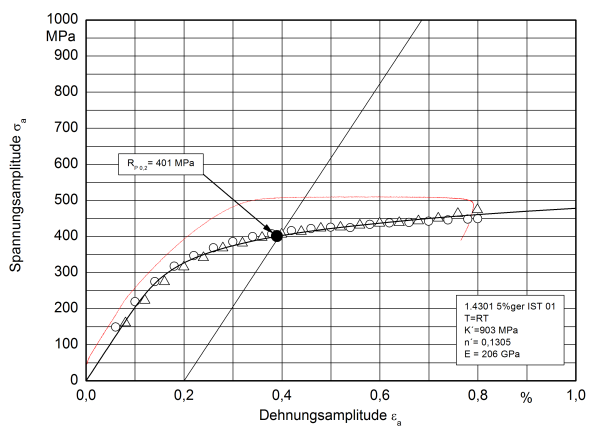


Abbildung 83: EN 1.4301 ZSDK aus IST, 5% gereckt

**B.1.3 10% gereckt**

$$E = 206.000 \text{ MPa}$$

$$\sigma'_f = 851$$

$$b = -0,0661$$

$$\varepsilon'_f = 0,1062 \text{ MPa}$$

$$c = -0,3884$$

$$K' = 1264 \text{ MPa}$$

$$n' = 0,1703$$

Tabelle 12: Versuchspunkte EN 1.4301 10% gereckt

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
360,3	2,30	1,75	0,55	509412
378,7	2,50	1,84	0,66	180300
373,4	2,59	1,81	0,78	145132
365,4	2,50	1,77	0,73	229048
412,1	3,99	2,00	1,99	12596
412,3	3,99	2,00	1,99	11191
525,9	7,99	2,55	5,44	1275
535,93	7,99	2,60	5,39	1110
459,7	5,99	2,23	3,76	2515
441,9	5,00	2,15	2,85	5796
378,6	2,40	1,84	0,56	1000000

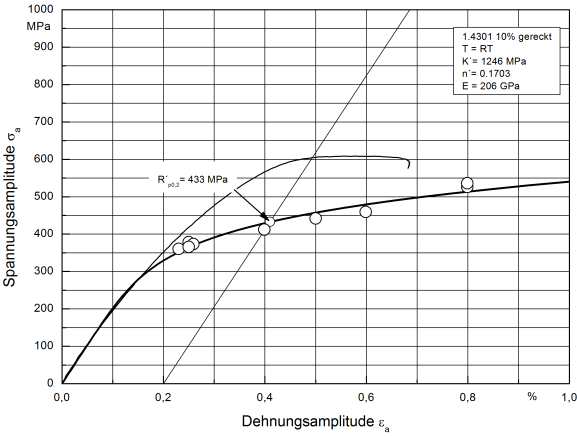


Abbildung 84: EN 1.4301 ZSDK Einstufenversuch, 10% gereckt

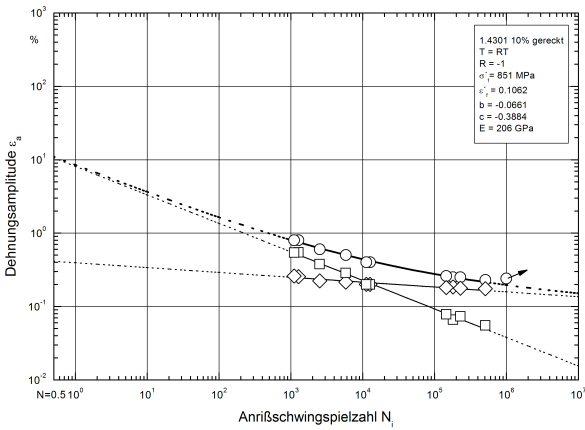


Abbildung 85: EN 1.4301 DWL Einstufenversuch, 10% gereckt



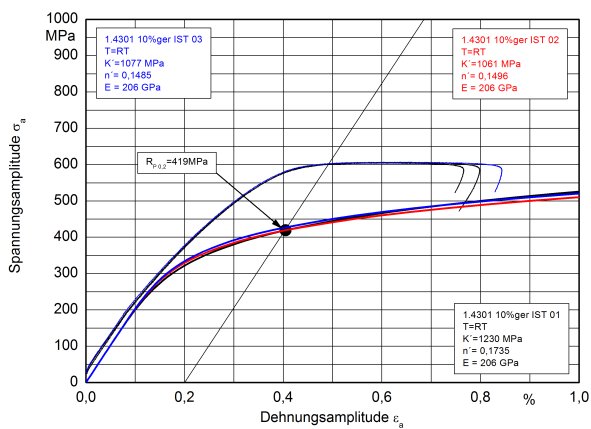


Abbildung 86: EN 1.4301 ZSDK aus IST, 10% gereckt

**B.1.4 15% gerecht**

$$E = 206.000\text{MPa}$$

$$\sigma'_f = 973$$

$$b = -0,0724$$

$$\varepsilon'_f = 0,1859\text{MPa}$$

$$c = -0,4676$$

$$K' = 1262\text{MPa}$$

$$n' = 0,1547$$

Tabelle 13: Versuchspunkte EN 1.4301 15% gerecht

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
541,3	7,99	2,63	5,36	691
390,8	2,40	1,90	0,50	261744
564,7	7,99	2,74	5,25	1165
465,2	4,00	2,26	1,74	8947
402,4	2,50	1,95	0,55	96460
452	3,99	2,19	1,80	13265
400,3	2,50	1,94	0,56	106992
483,6	5,00	2,35	2,65	4627
444,7	3,00	2,16	0,84	43382
587,4	7,99	2,85	5,14	1335

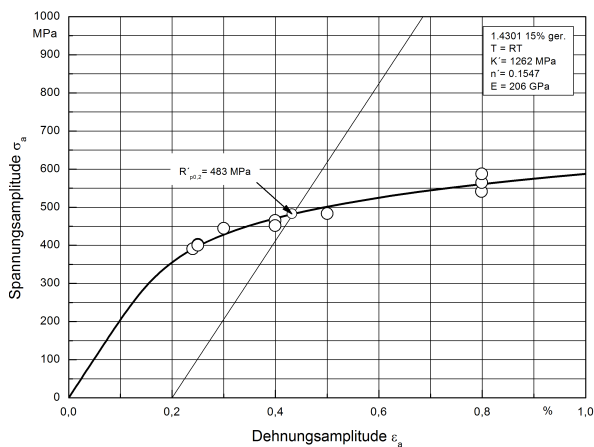


Abbildung 87: EN 1.4301 ZSDK Einstufenversuch, 15% gereckt

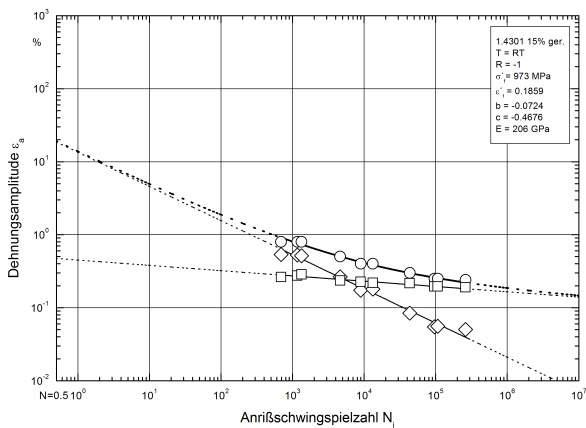


Abbildung 88: EN 1.4301 DWL Einstufenversuch, 15% gereckt

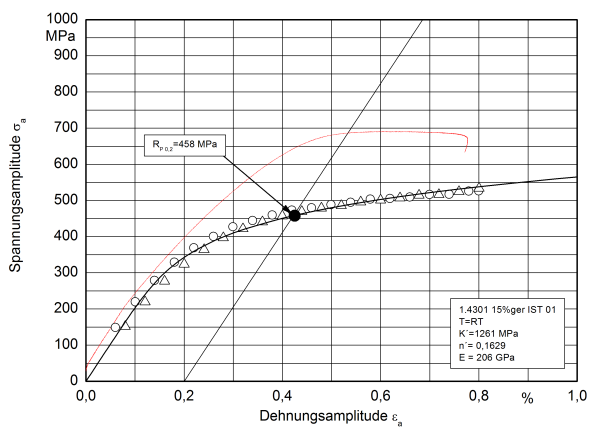


Abbildung 89: EN 1.4301 ZSDK aus IST, 15% gereckt

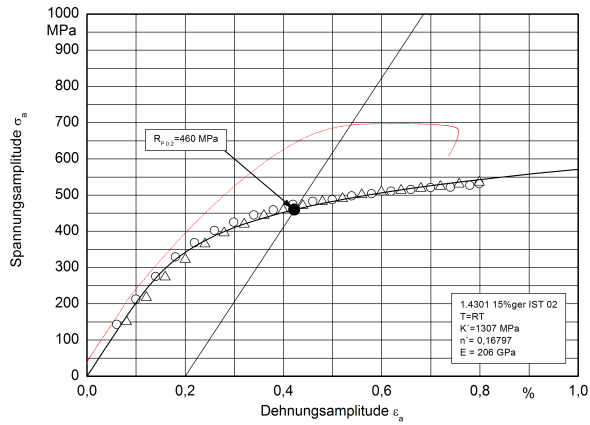


Abbildung 90: EN 1.4301 ZSDK aus IST, 15% gereckt(2)

## B.1.5 20% gereckt

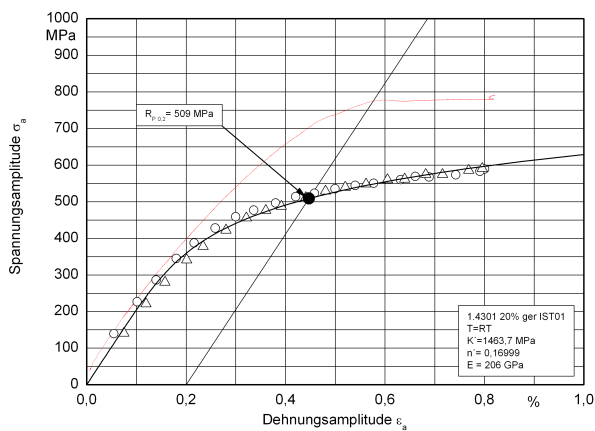


Abbildung 91: EN 1.4301 ZSDK aus IST, 20% gereckt

## B.1.6 25% gereckt

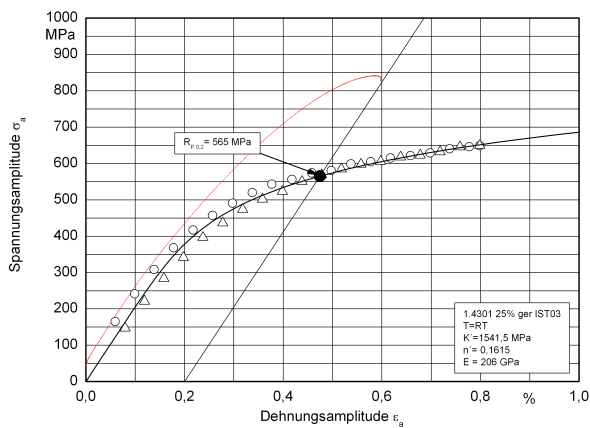


Abbildung 92: EN 1.4301 ZSDK aus IST, 25% gereckt

## B.1.7 30% gereckt

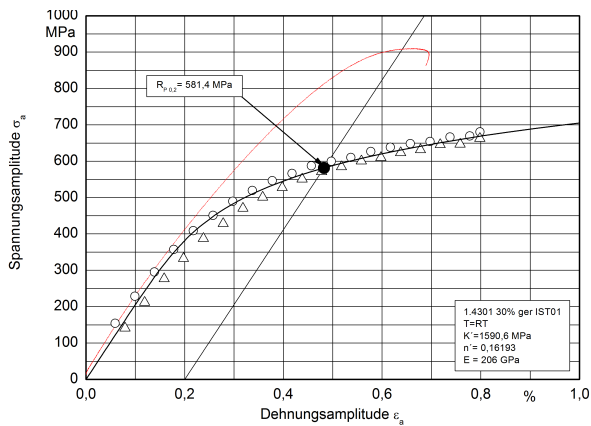


Abbildung 93: EN 1.4301 ZSDK aus IST, 30% gereckt



## B.2 Wechselverformungskurve, Einstufenversuche

### B.2.1 Anlieferungszustand

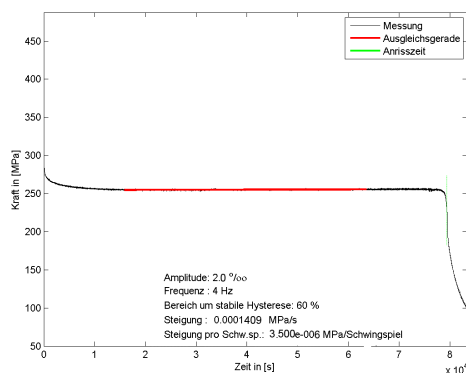


Abbildung 94: Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszustand 2‰

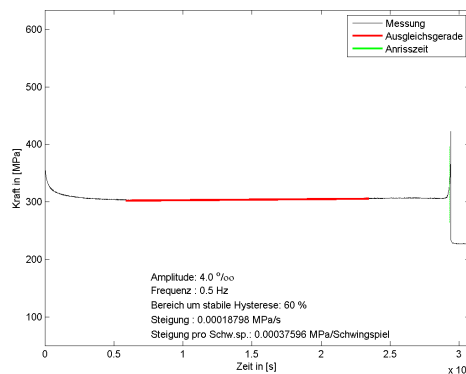


Abbildung 95: Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszustand 4‰

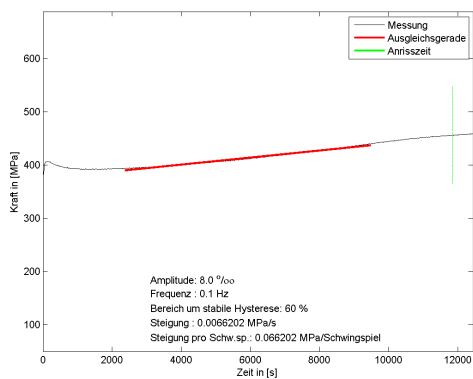


Abbildung 96: Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszustand 8‰

## B.2.2 Einstufenversuch, 5% gereckt

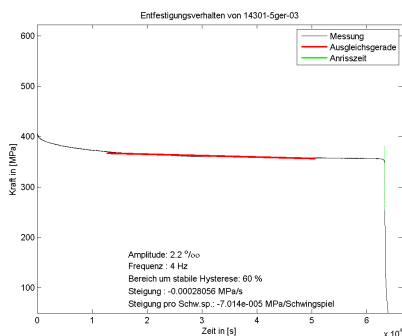


Abbildung 97: Wechselverformungskurve EN 1.4301 5% gereckt 2.4‰

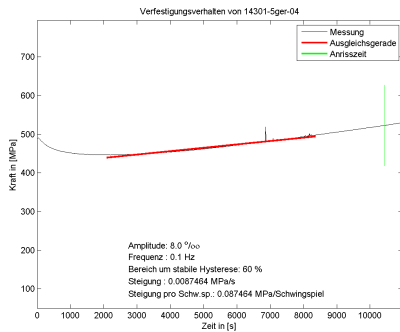


Abbildung 98: Wechselverformungskurve EN 1.4301 5% gereckt 4‰

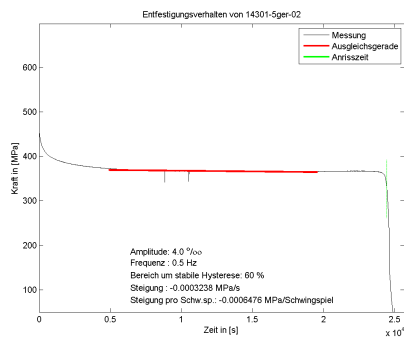


Abbildung 99: Wechselverformungskurve EN 1.4301 5‰ gereckt 8‰

### B.2.3 Wechselverformungskurve Einstufenversuch, 10% gereckt

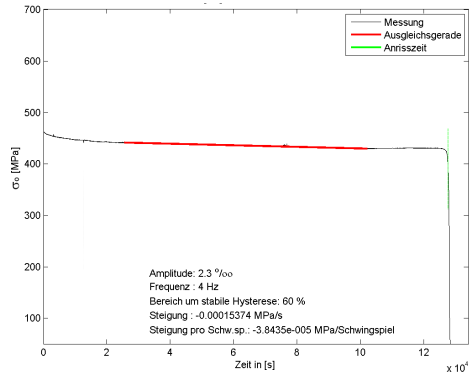


Abbildung 100: Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt  
2.3‰

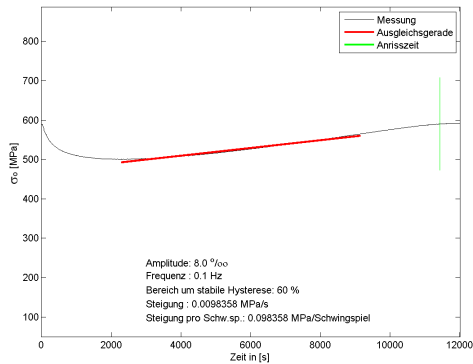


Abbildung 101: Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt  
8‰

### B.2.4 Wechselverformungskurve Einstufenversuch, 15% gereckt

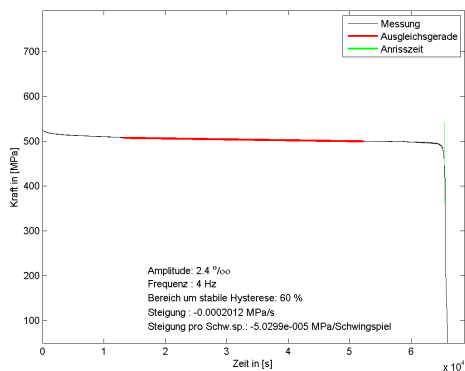


Abbildung 102: Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt 2,4‰

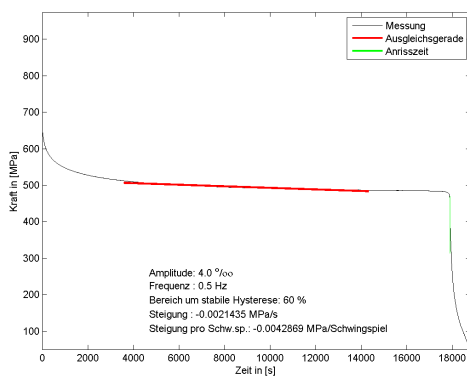


Abbildung 103: Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt 4‰

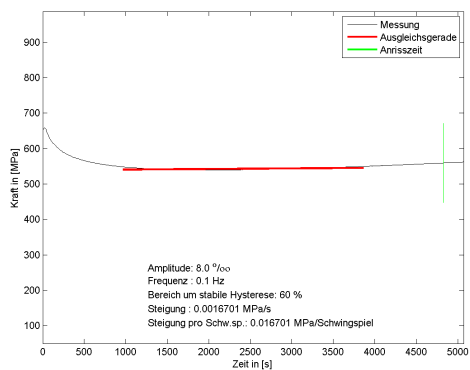


Abbildung 104: Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt  
8‰

### B.3 Wechselverformungskurven, plastisch dehnungsgeregelte Versuche

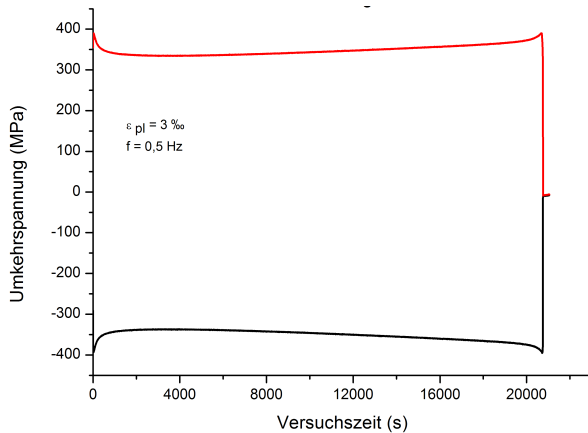


Abbildung 105: Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszustand, 3‰plastische Dehnungsamplitude



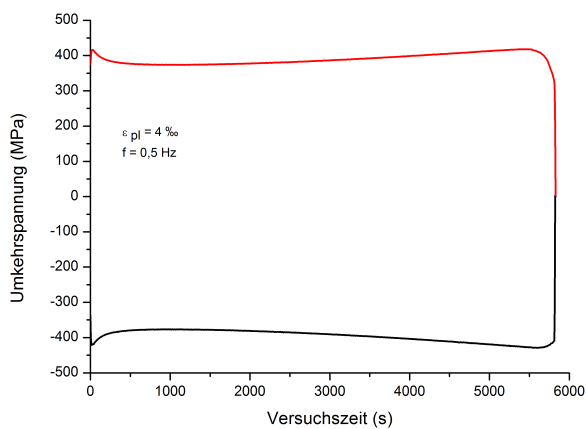


Abbildung 106: Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszustand, 4‰plastische Dehnungsamplitude

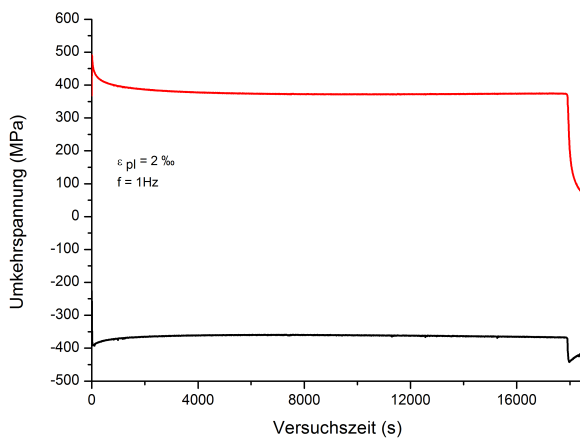


Abbildung 107: Wechselverformungskurve EN 1.4301 5% gereckt, 2‰plastische Dehnungsamplitude

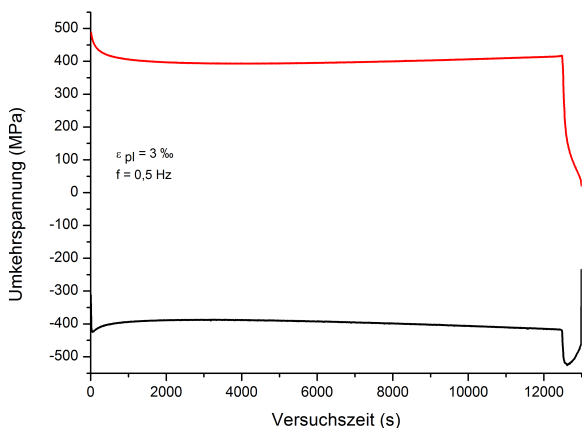


Abbildung 108: Wechselerformungskurve EN 1.4301 5% gereckt, 3‰plastische Dehnungsamplitude

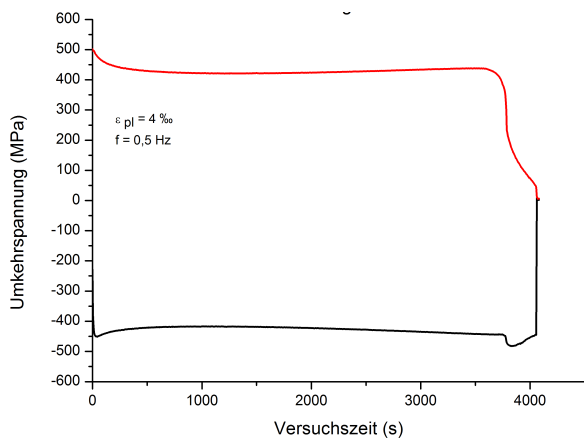


Abbildung 109: Wechselerformungskurve EN 1.4301 5% gereckt, 4‰plastische Dehnungsamplitude

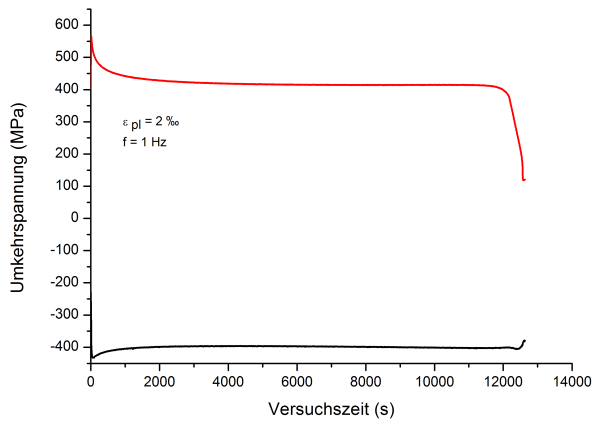


Abbildung 110: Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt, 2‰plastische Dehnungsamplitude

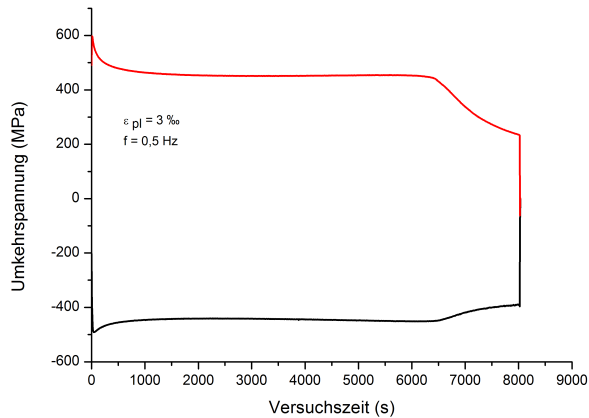


Abbildung 111: Wechselverformungskurve 10% gereckt, 3‰plastische Dehnungsamplitude

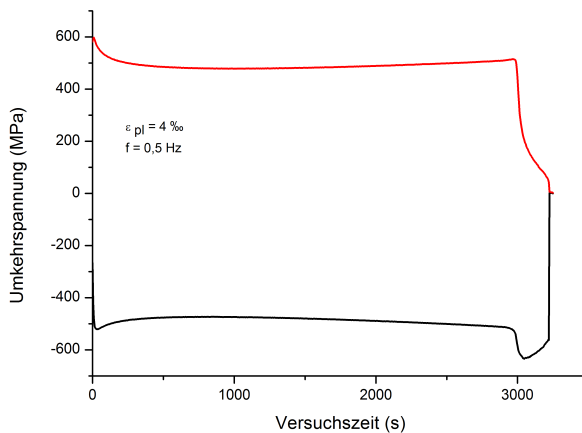


Abbildung 112: Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt, 4‰plastische Dehnungsamplitude

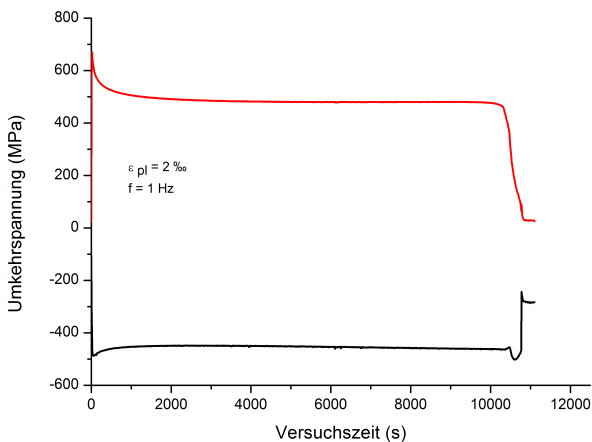


Abbildung 113: Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt, 2‰plastische Dehnungsamplitude

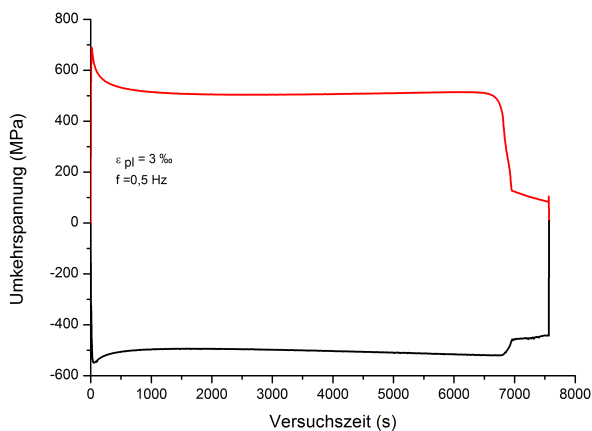


Abbildung 114: Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt, 3‰plastische Dehnungsamplitude

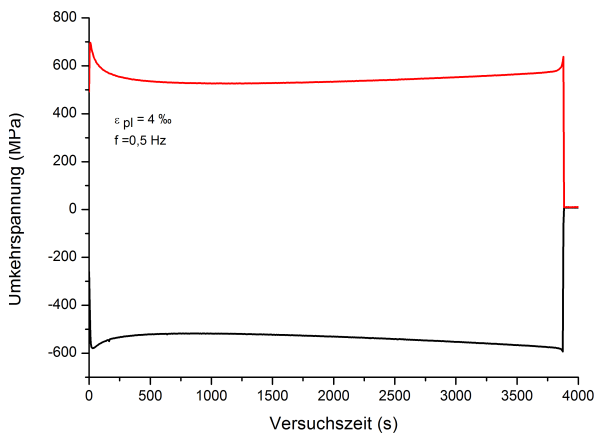


Abbildung 115: Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt, 4‰plastische Dehnungsamplitude

## B.4 Wechselverformungskurven      Incremental Step Test, verschiedene Vorreckungszustän- de

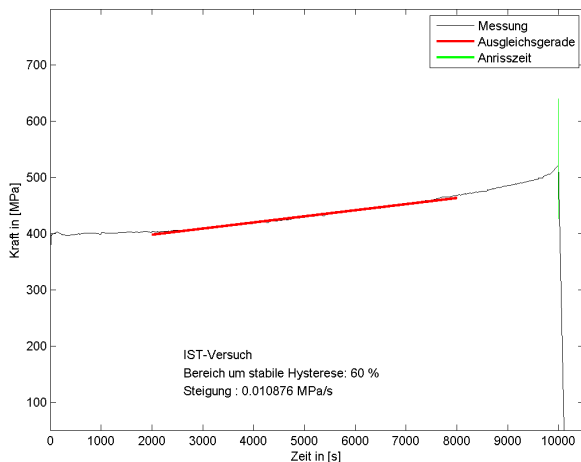


Abbildung 116: EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST Anlieferungszustand

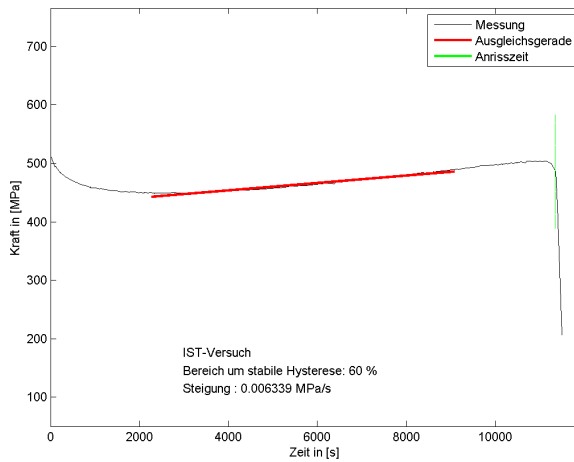


Abbildung 117: EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 5% gereckt

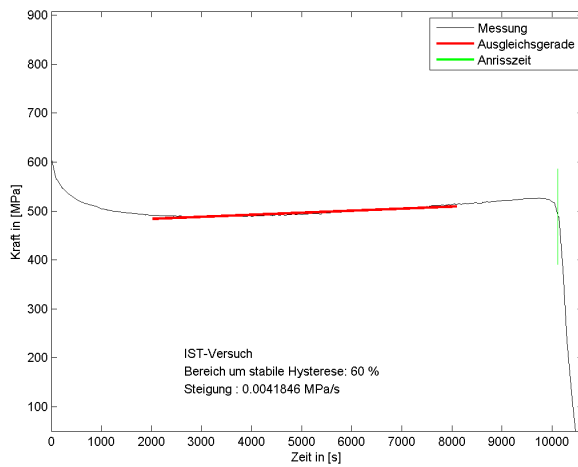


Abbildung 118: EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 10% gereckt

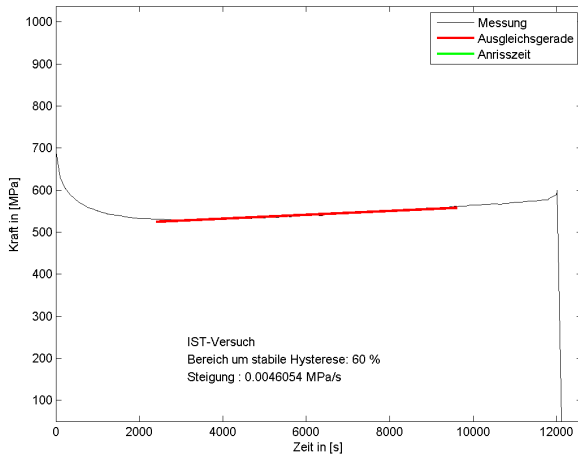


Abbildung 119: EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 15% ger-  
eckt

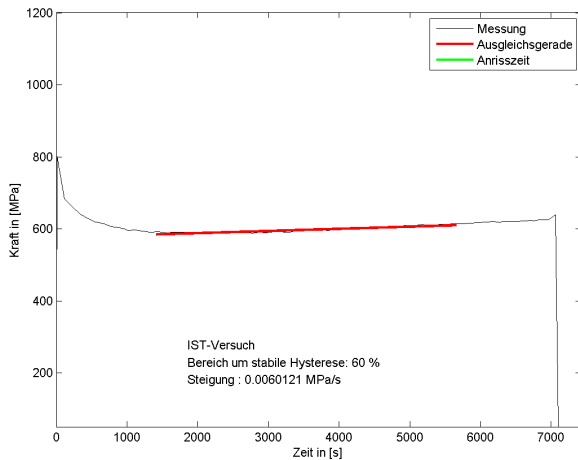


Abbildung 120: EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 20% ger-  
eckt



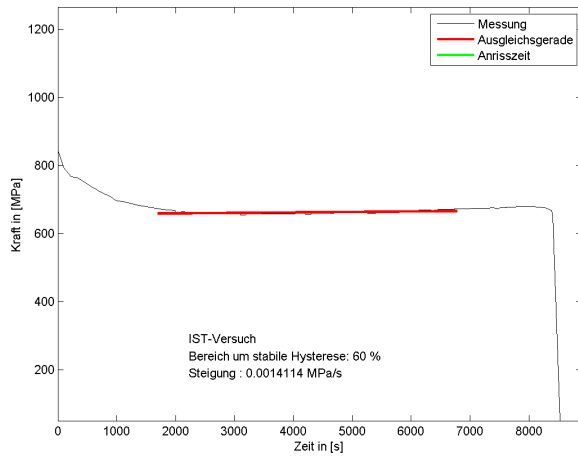


Abbildung 121: EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 25% ger-eckt

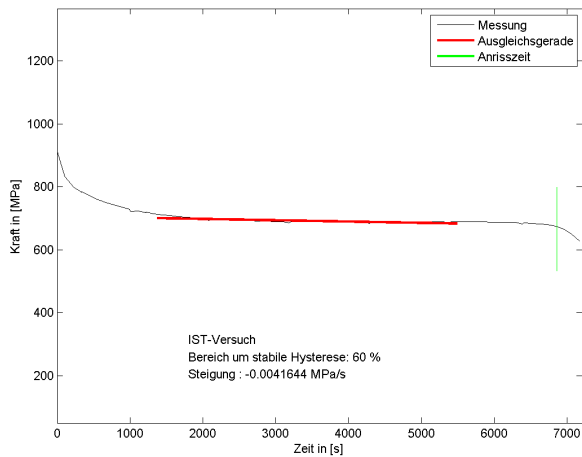


Abbildung 122: EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 30% ger-eckt

## B.5 Veränderung ZSDK über Lebensdauer, IST Versuche

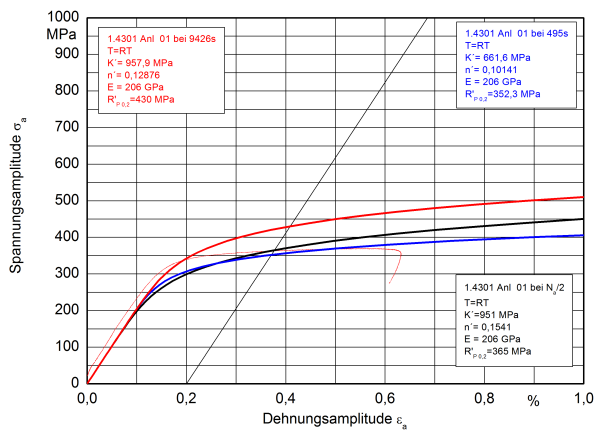


Abbildung 123: ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST

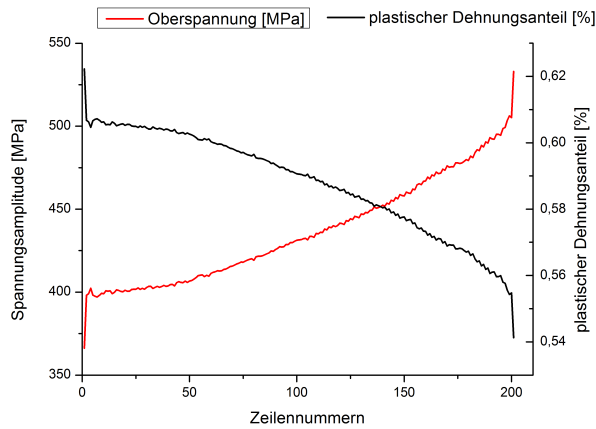


Abbildung 124: Verlauf plastischer Dehnung und Oberspannung über Lebensdauer, IST

B.5.1 5% gereckt

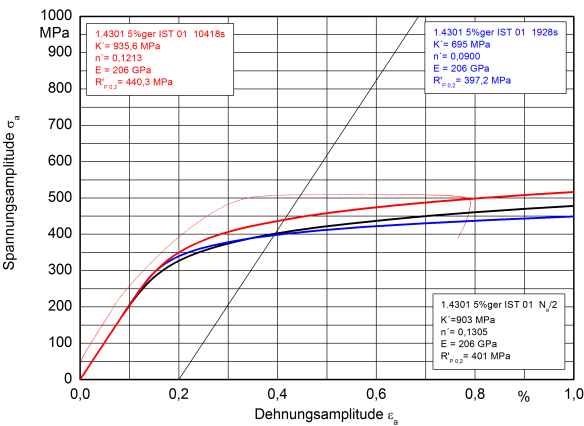


Abbildung 125: ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 5% gereckt

## B.5.2 10% gereckt

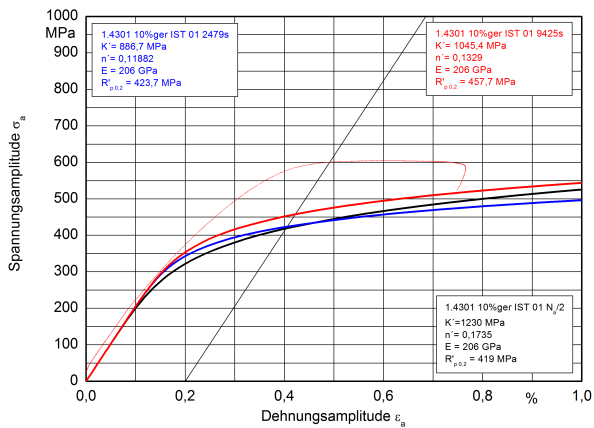


Abbildung 126: ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 10% gereckt

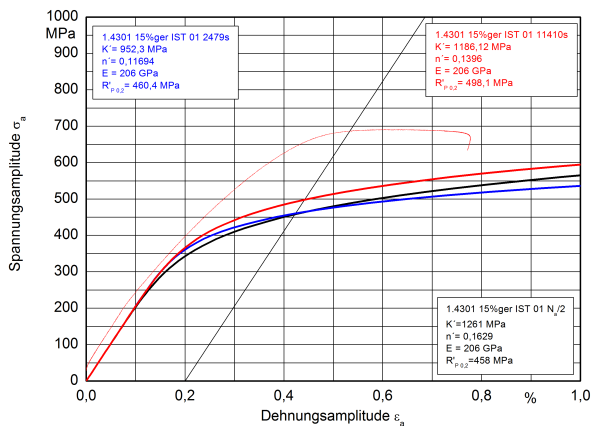
**B.5.3 15% gereckt**

Abbildung 127: ZSDKs für 3 Auswertzeitpunkte über Lebensdauer IST, 15% gereckt

## B.5.4 20% gereckt

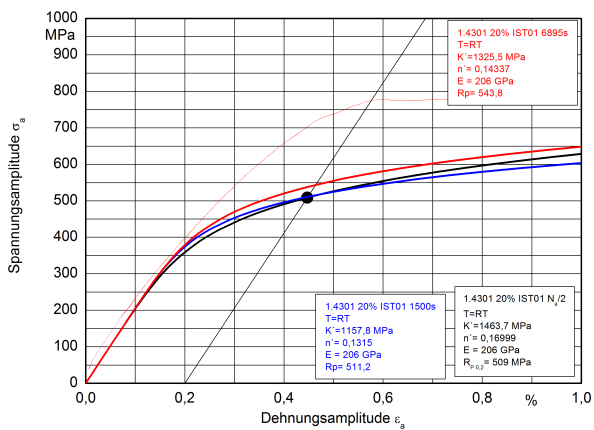


Abbildung 128: ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 20% gereckt

### B.5.5 25% gereckt

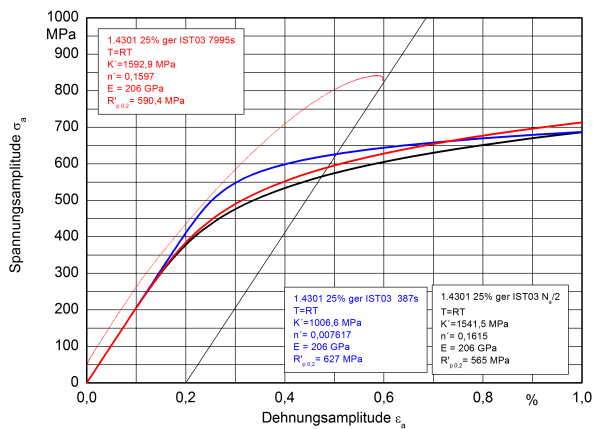


Abbildung 129: ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 25% gereckt



## B.5.6 30% gereckt

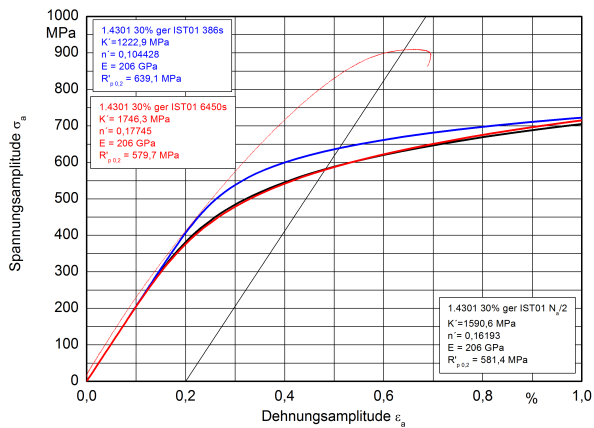


Abbildung 130: ZSDKs für 3 Auswertzeitpunkte über Lebensdauer IST, 30% gereckt

## C Zyklische Kennwerte EN 1.4404 aus Einstufenversuch und IST

### C.0.7 Anlieferungszustand

$$E = 206.000\text{MPa}$$

$$\sigma'_f = 870$$

$$b = -0,0899$$

$$\varepsilon'_f = 0,2046\text{MPa}$$

$$c = -0,4470$$

$$K' = 1197\text{MPa}$$

$$n' = 0,2011$$

Tabelle 14: Versuchspunkte EN 1.4404 Anlieferungszustand

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
319,96	3,99	1,55	2,44	10932
279,6	2,00	1,36	0,64	202092
455,9	7,99	2,21	5,77	1194
283,154	1,90	1,37	0,52	226364
323,5	3,99	1,57	2,42	10982
449,1	7,99	2,18	5,81	1101
391,77	5,99	1,90	4,09	3297
275,3	1,79	1,34	0,46	375252
303,38	3,00	1,47	1,52	48308
362,1	4,99	1,76	3,24	6018

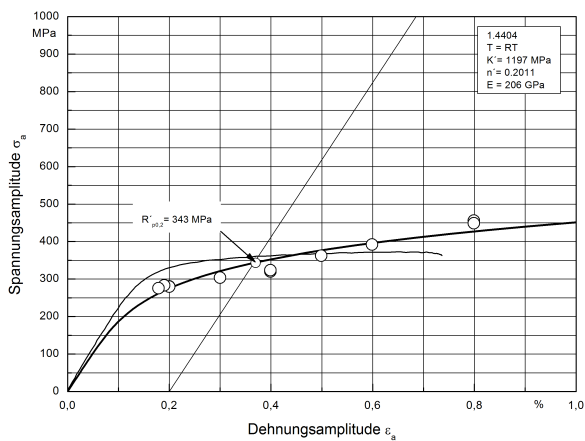


Abbildung 131: ZSDK EN 1.4404 Einstufenversuch, Anlieferungszustand

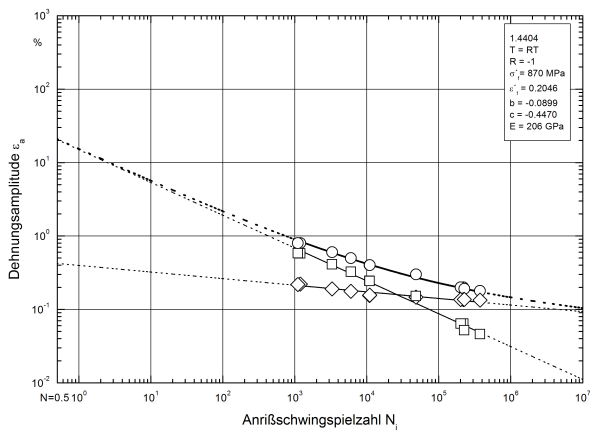


Abbildung 132: DWL EN 1.4404 Einstufenversuch, Anlieferungszustand

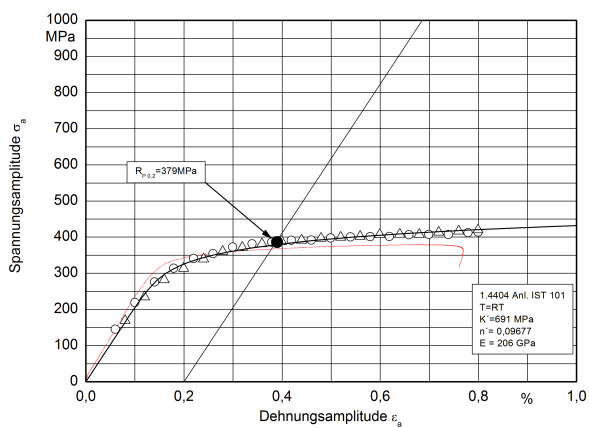


Abbildung 133: ZSDK EN 1.4404 IST, Anlieferungszustand

### C.0.8 5% gereckt

$$E = 206.000 \text{ MPa}$$

$$\sigma'_f = 789$$

$$b = -0,0660$$

$$\varepsilon'_f = 0,2719 \text{ MPa}$$

$$c = -0,4816$$

$$K' = 943 \text{ MPa}$$

$$n' = 0,1370$$

Tabelle 15: Versuchspunkte EN 1.4404 5% gereckt

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
343	2,20	1,67	0,53	205272
378,6	4,00	1,84	2,16	15720
378,5	4,00	1,84	2,16	13349
346,3	2,20	1,68	0,52	178172
478	8,00	2,32	5,68	1235
470,4	7,99	2,28	5,71	1379
327,9	2,10	1,59	0,51	305780
339,7	2,10	1,65	0,45	316180
354,93	2,39	1,72	0,67	91766
469,9	7,99	2,28	5,71	1657

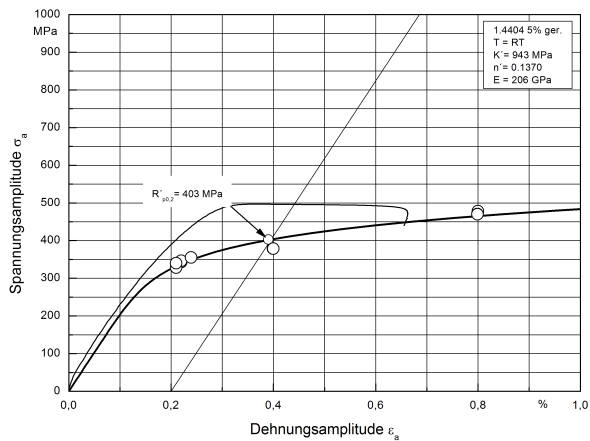


Abbildung 134: ZSDK EN 1.4404 Einstufenversuch, 5% gereckt

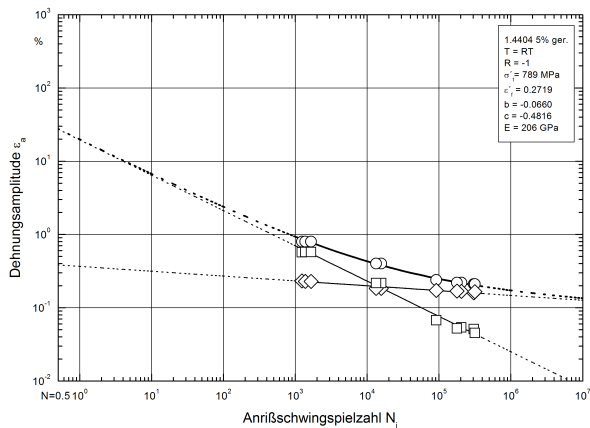


Abbildung 135: DWL EN 1.4404 Einstufenversuch, 5% gereckt

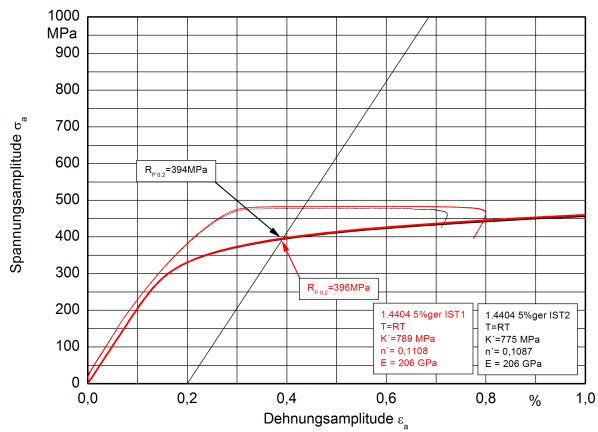


Abbildung 136: ZSDK EN 1.4404 IST, 5% gereckt

**C.0.9 10% gerecht**

$$E = 206.000\text{MPa}$$

$$\sigma'_f = 752$$

$$b = -0,0545$$

$$\varepsilon'_f = 0,2656\text{MPa}$$

$$c = -0,4835$$

$$K' = 873\text{MPa}$$

$$n' = 0,1128$$

Tabelle 16: Versuchspunkte EN 1.4404 10% gerecht

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
355,2	1,95	1,72	0,22	1000000
379,65	2,39	1,84	0,55	158764
412,4	4,00	2,00	2,00	16055
414,1	3,99	2,01	1,98	13190
376,3	2,30	1,83	0,48	196268
367,5	2,20	1,78	0,41	838092
395,2	2,99	1,92	1,07	44620
376,1	2,30	1,83	0,47	189360
453,4	5,99	2,20	3,79	3491
496,8	7,99	2,41	5,57	1405
503,45	8,00	2,44	5,55	1375
379,9	2,40	1,84	0,55	93744



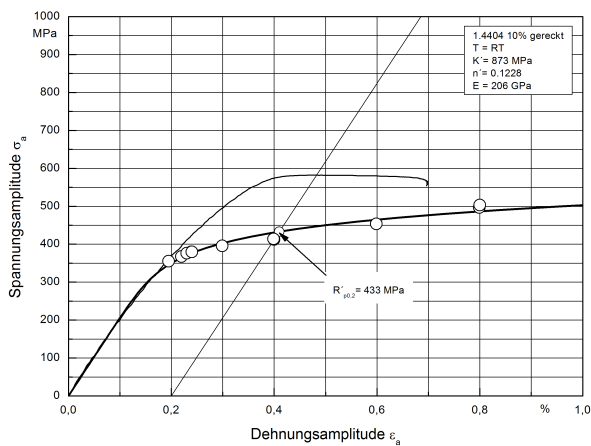


Abbildung 137: ZSDK EN 1.4404 Einstufenversuch, 10% gereckt

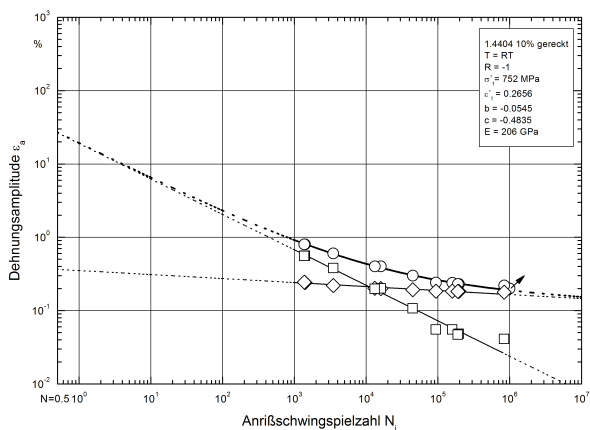


Abbildung 138: DWL EN 1.4404 Einstufenversuch, 10% gereckt

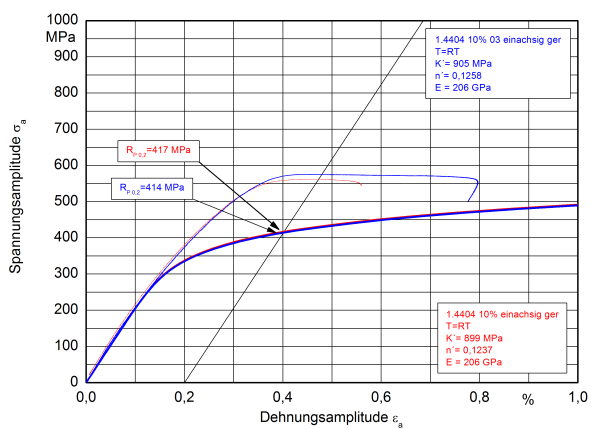


Abbildung 139: ZSDK EN 1.4404 IST, 10% gereckt

**C.0.10 15% gereckt**

$$E = 206.000\text{MPa}$$

$$\sigma'_f = 791$$

$$b = -0,0509$$

$$\varepsilon'_f = 0,3317\text{MPa}$$

$$c = -0,5377$$

$$K' = 879\text{MPa}$$

$$n' = 0,0947$$

Tabelle 17: Versuchspunkte EN 1.4404 15% gereckt

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
407,3	2,30	1,98	0,32	208184
467,1	3,99	2,27	1,72	11959
422,7	2,30	2,05	0,24	143644
545	8,00	2,65	5,35	1289
538,5	7,99	2,61	5,38	1153
420,2	2,40	2,04	0,36	255360
467	4,00	2,27	1,73	12098
414,7	2,50	2,01	0,49	156332
469,6	4,00	2,28	1,72	6482
540,7	7,99	2,62	5,37	992
521,5	5,99	2,53	3,46	1281

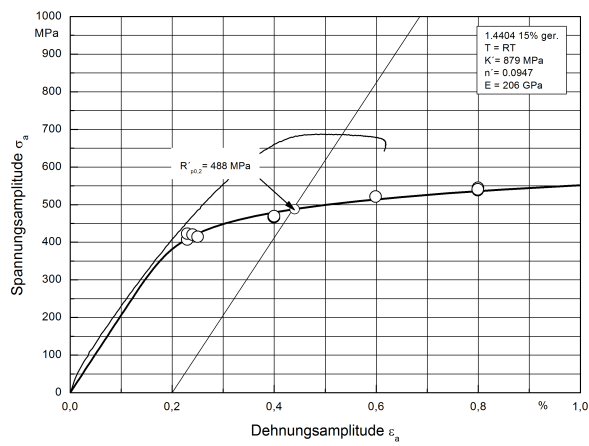


Abbildung 140: ZSDK EN 1.4404 Einstufenversuch, 15% gereckt

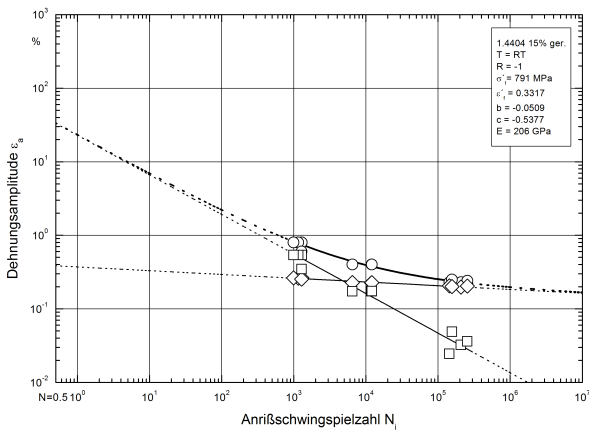


Abbildung 141: DWL EN 1.4404 Einstufenversuch, 15% gereckt

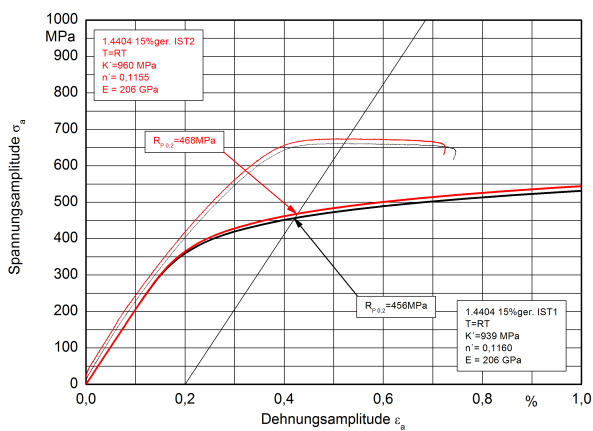


Abbildung 142: ZSDK EN 1.4404 IST, 15% gereckt

C.1 Veränderung ZSDKs über Lebensdauer, IST

C.1.1 Anlieferungszustand

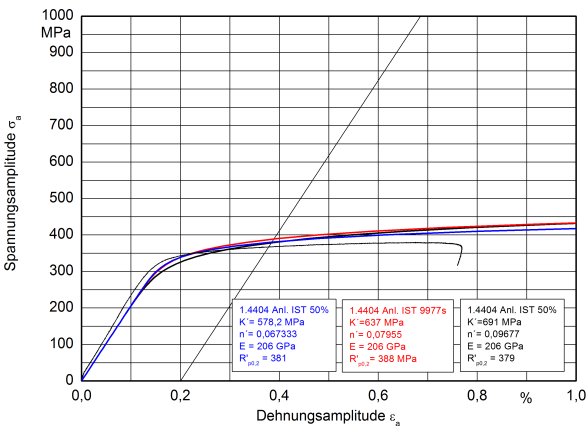


Abbildung 143: ZSDK für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, Anlieferungszustand

### C.1.2 5% gereckt

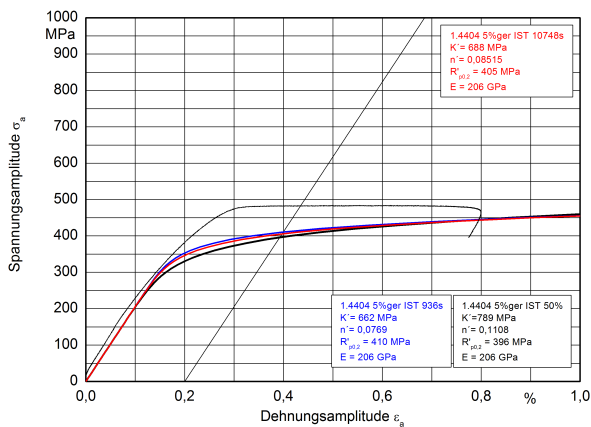


Abbildung 144: ZSDK für 3 Auswertzeitpunkte über Lebensdauer IST, 5% gereckt

C.1.3 10% gereckt

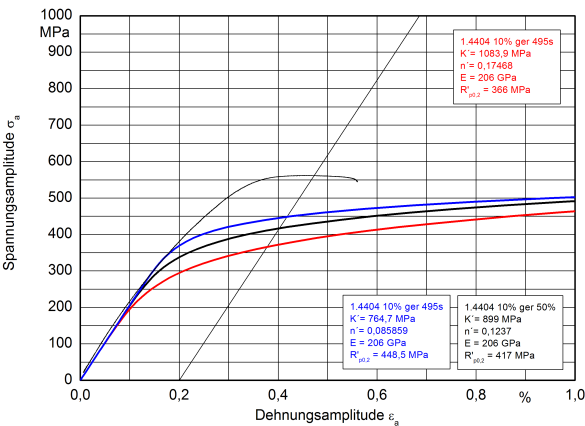


Abbildung 145: ZSDK für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 10% gereckt



### C.1.4 15% gereckt

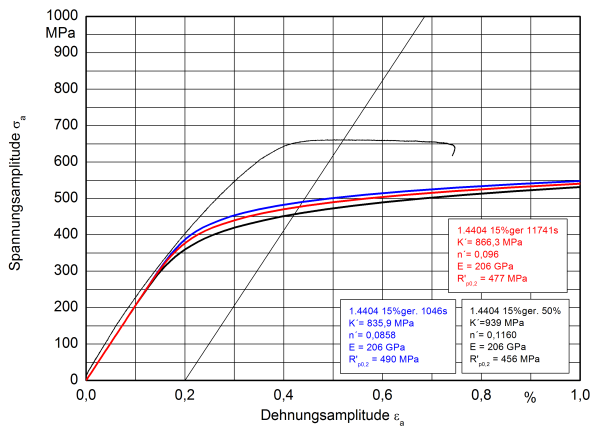


Abbildung 146: ZSDK für 3 Auswertzeitpunkte über Lebensdauer IST, 15% gereckt

## C.2 Wechselverformungskurven aus IST, verschiedene Vorreckungszustände

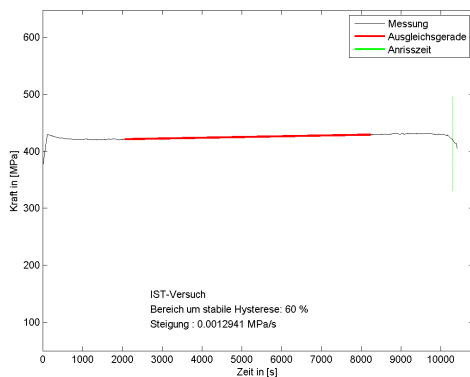


Abbildung 147: Wechselverformungskurve EN 1.4404 aus IST, Anlieferungszustand

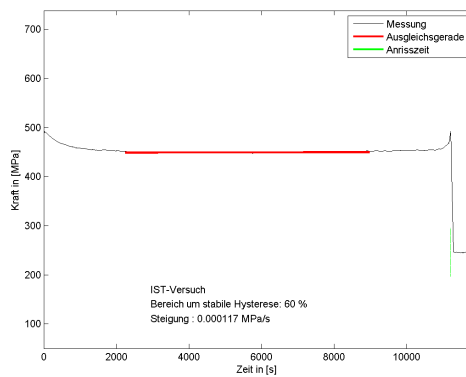


Abbildung 148: Wechselverformungskurve EN 1.4404 aus IST, 5% gereckt

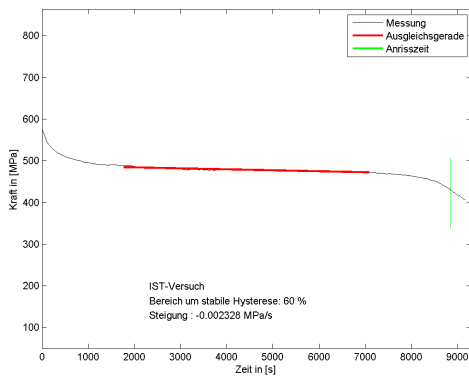


Abbildung 149: Wechselverformungskurve EN 1.4404 aus IST, 10%  
gereckt

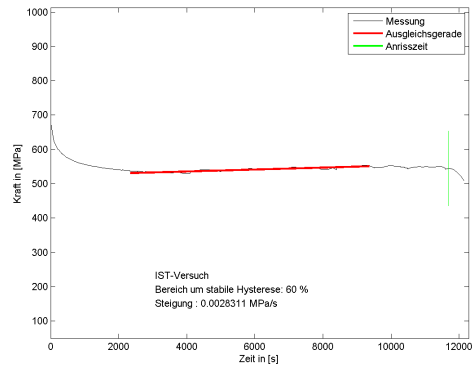


Abbildung 150: Wechselverformungskurve EN 1.4404 aus IST, 15%  
gereckt

### C.3 Wechselverformungskurven Einstufenversuch

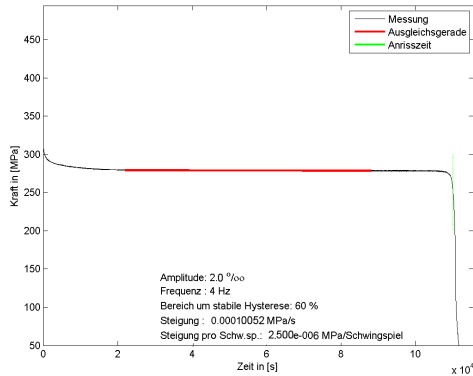


Abbildung 151: Wechselverformungskurve EN 1.4404, Anlieferungszustand, Einstufenversuch  $\varepsilon_t 0,2\%$

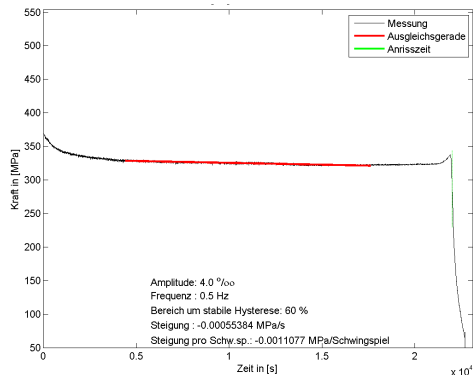


Abbildung 152: Wechselverformungskurve EN 1.4404, Anlieferungszustand, Einstufenversuch  $\varepsilon_t 0,4\%$

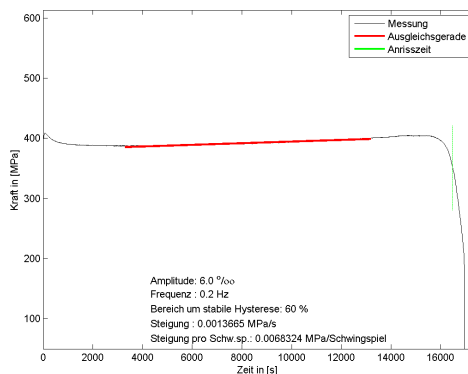


Abbildung 153: Wechselverformungskurve EN 1.4404, Anlieferungszustand, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,6%

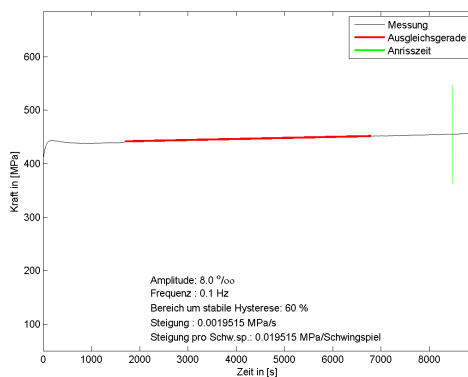


Abbildung 154: Wechselverformungskurve EN 1.4404, Anlieferungszustand, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,8%

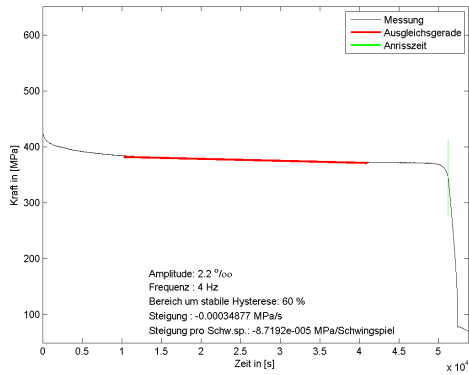


Abbildung 155: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 5% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  2,3%

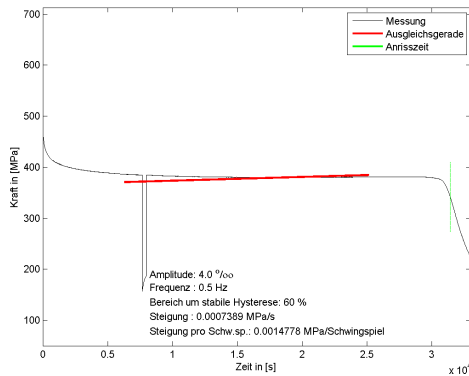


Abbildung 156: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 5% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  4%



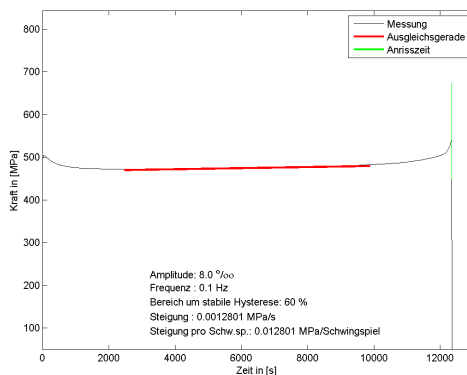


Abbildung 157: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 5% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  8%

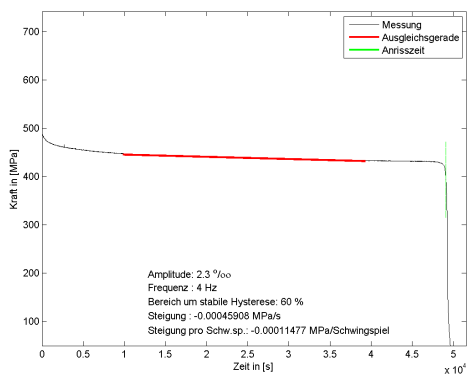


Abbildung 158: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 10% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,23%

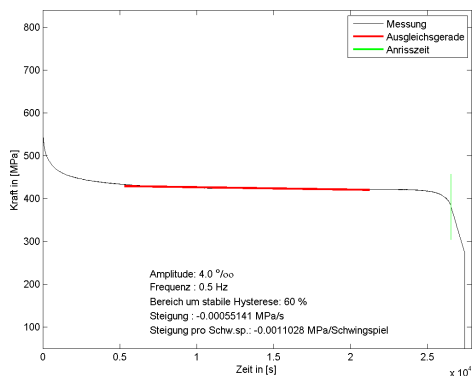


Abbildung 159: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 10% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,4%

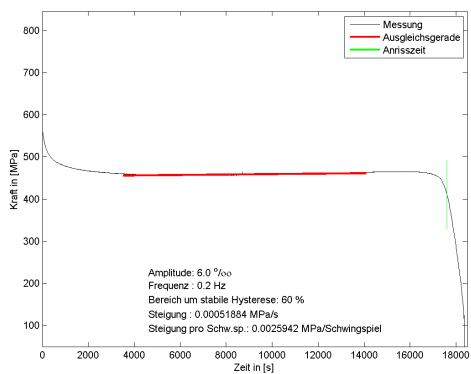


Abbildung 160: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 10% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,6%

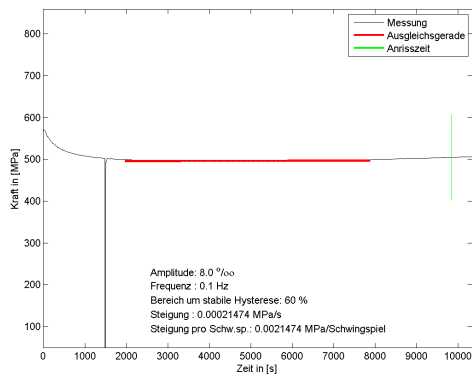


Abbildung 161: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 10% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,8%

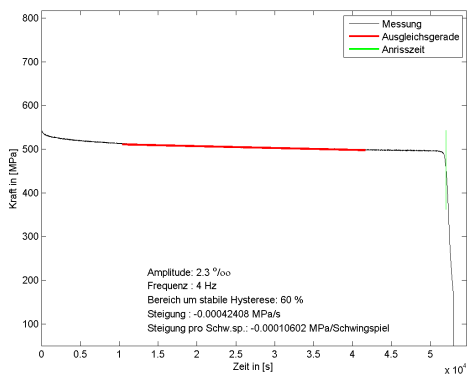


Abbildung 162: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 15% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,23%

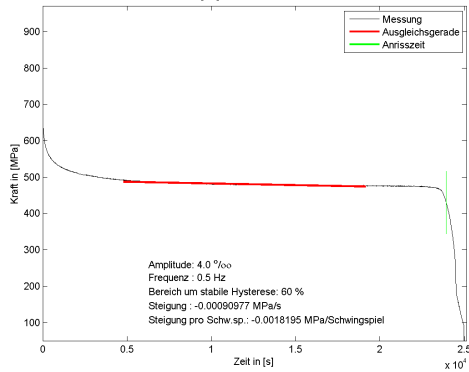


Abbildung 163: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 15% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,4%

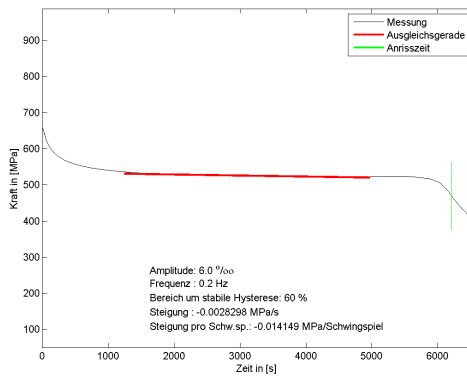


Abbildung 164: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 15% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,6%

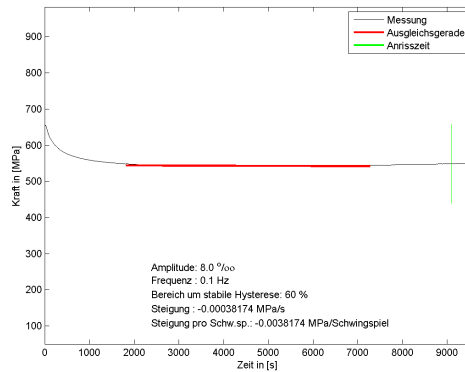


Abbildung 165: Wechselverformungskurve EN 1.4404, 15% gereckt, Einstufenversuch  $\varepsilon_t$  0,8%

## D Zyklische Kennwerte EN 1.4571 aus Einstufenversuch und IST

### D.1 Anlieferungszustand

$$E = 206.000\text{MPa}$$

$$\sigma'_f = 906$$

$$b = -0,0852$$

$$\varepsilon'_f = 0,4832\text{MPa}$$

$$c = -0,5628$$

$$K' = 1011\text{MPa}$$

$$n' = 0,1514$$

Tabelle 18: Versuchspunkte EN 1.4571 Anlieferungszustand

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
302,6	2,00	1,47	0,53	124360
366,4	4,00	1,78	2,22	9664
303,2	2,00	1,47	0,53	129708
373,2	3,99	1,81	2,18	10727
300,3	1,80	1,46	0,34	191232
300,12	1,70	1,46	0,24	311228
487,1	7,99	2,36	5,63	1039
478,6	7,99	2,32	5,67	843
301,33	1,60	1,46	0,14	654532
458,4	6,99	2,23	4,76	1667
435,8	6,00	2,12	3,88	3030

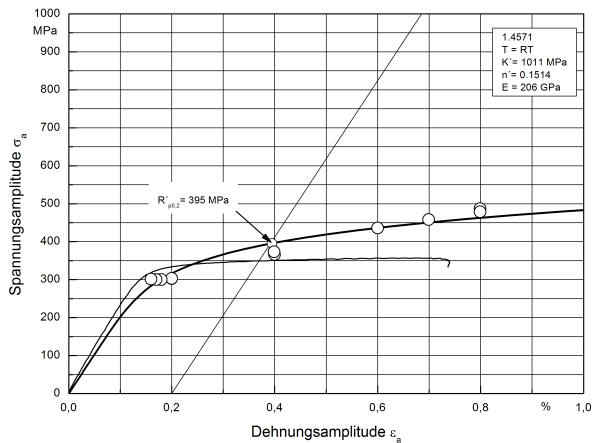


Abbildung 166: EN 1.4571 ZSDK aus Einstufenversuch

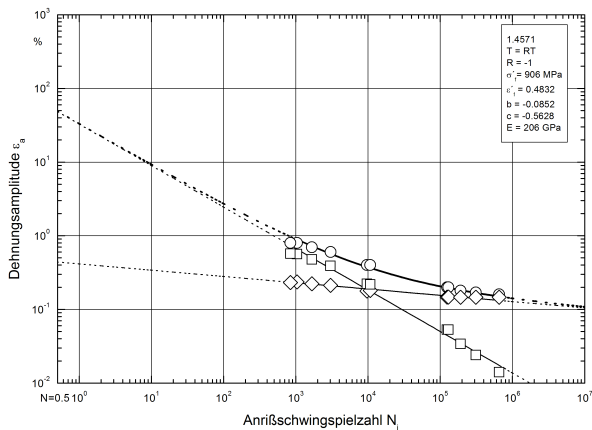


Abbildung 167: EN 1.4571 DWL aus Einstufenversuch

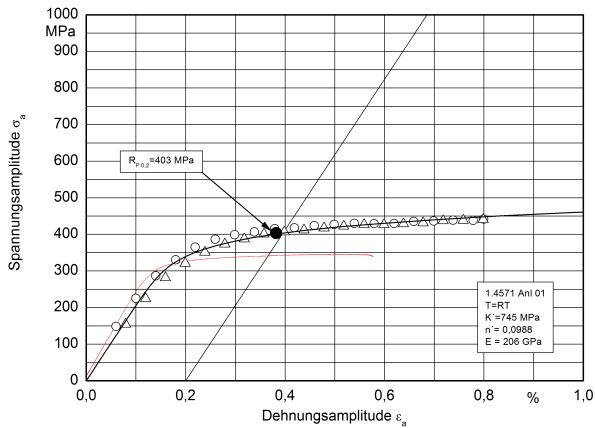


Abbildung 168: EN 1.4571 ZSDK aus IST

## D.2 5% gereckt

$$E = 206.000 \text{ MPa}$$

$$\sigma'_f = 736$$

$$b = -0,0598$$

$$\epsilon'_f = 0,5512 \text{ MPa}$$

$$c = -0,6198$$

$$K' = 779 \text{ MPa}$$

$$n' = 0,0964$$



Tabelle 19: Versuchspunkte EN 1.4571 5% gereckt

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
352,8	2,00	1,71	0,28	120160
400	4,00	1,94	2,06	5894
486,7	7,99	2,36	5,63	606
453	6,00	2,20	3,80	1388
486,6	7,99	2,36	5,63	771
414,2	4,00	2,01	1,99	5474
356,7	1,90	1,73	0,17	172180

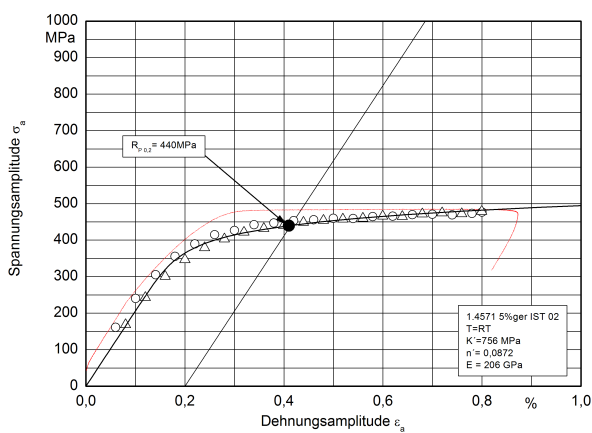


Abbildung 169: EN 1.4571 ZSDK aus IST, 5% gereckt

### D.3 10% gereckt

$$E = 206.000\text{MPa}$$

$$\sigma'_f = 835$$

$$b = -0,0639$$

$$\varepsilon'_f = 0,3376\text{MPa}$$

$$c = -0,5363$$

$$K' = 951\text{MPa}$$

$$n' = 0,1192$$

Tabelle 20: Versuchspunkte EN 1.4571 10% gereckt

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
383,5	2,39	1,86	0,53	72840
376,06	2,29	1,83	0,47	120800
375,02	2,21	1,82	0,38	166172
514,9	7,99	2,50	5,49	1080
363,5	2,09	1,76	0,33	220040
432,55	4,00	2,10	1,90	8225
374,5	2,10	1,82	0,28	248140
435,6	3,99	2,11	1,87	10463
533,88	7,99	2,59	5,40	901
475,23	6,00	2,31	3,69	2347
378,79	2,21	1,84	0,37	146600
371,8	2,00	1,80	0,20	1000000

### D.4 15% gereckt

$$E = 206.000\text{MPa}$$

$$\sigma'_f = 896$$

$$b = -0,0612$$

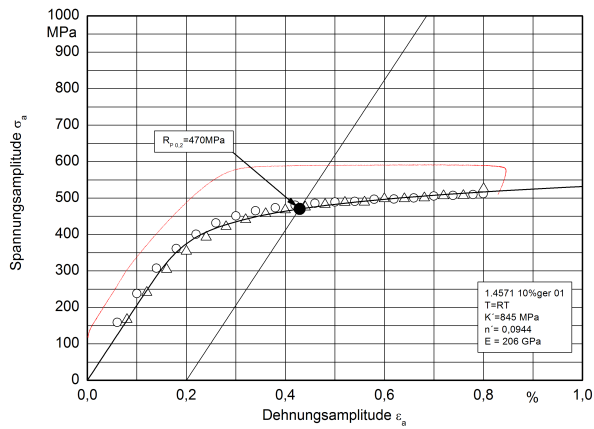


Abbildung 170: EN 1.4571 ZSDK aus IST, 10% gereckt

$$\varepsilon'_f = 1,3289\text{MPa}$$

$$c = -0,7105$$

$$K' = 874\text{MPa}$$

$$n' = 0,0862$$

Tabelle 21: Versuchspunkte EN 1.4571 15% gereckt

$\sigma_a$ (MPa)	$\varepsilon_t$ (‰)	$\varepsilon_{el}$ (‰)	$\varepsilon_{pl}$ (‰)	$N_a$
437,9	2,40	2,13	0,27	80388
572,9	7,99	2,78	5,21	1000
428,1	2,20	2,08	0,12	89648
402,2	2,10	1,95	0,15	166960
478,5	4,00	2,32	1,68	8352
569,4	7,99	2,76	5,23	809
402,6	2,10	1,95	0,15	303304
482,9	4,00	2,34	1,66	8605
406,7	2,10	1,97	0,13	288392
483,3	4,00	2,35	1,65	10490
571,1	8,00	2,77	5,23	968
532,7	6,00	2,59	3,41	2116

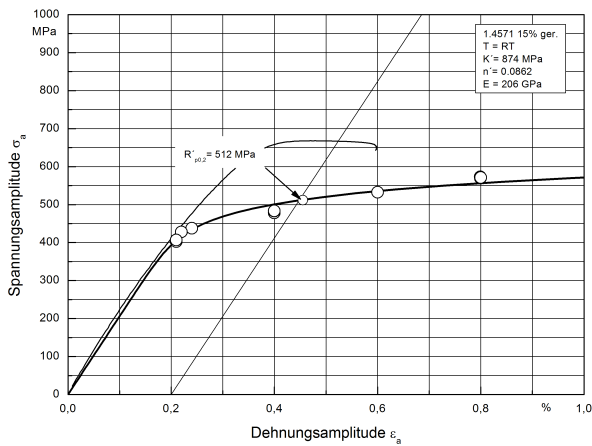


Abbildung 171: EN 1.4571 ZSDK Einstufenversuch, 15% gereckt

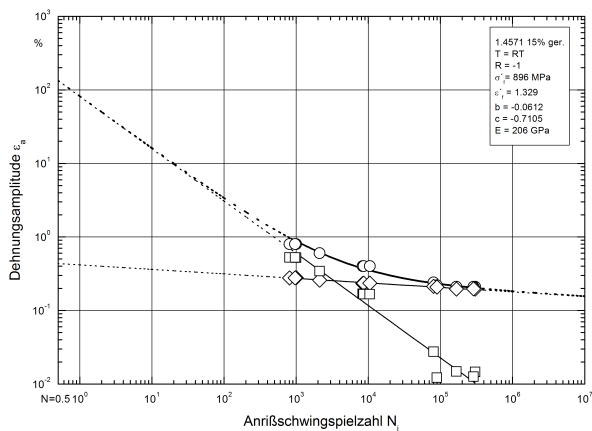


Abbildung 172: EN 1.4571 DWL Einstufenversuch, 15% gereckt

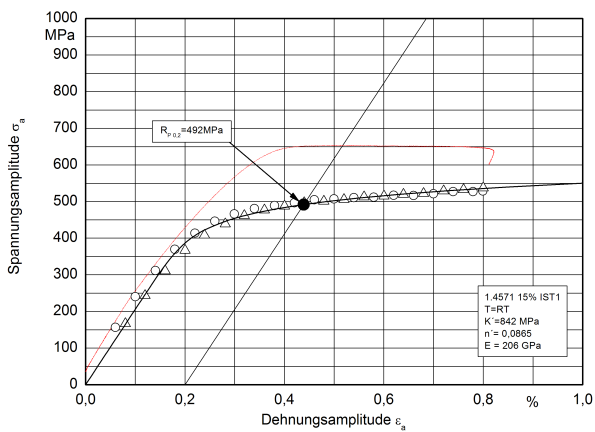


Abbildung 173: EN 1.4571 ZSDK IST, 15% gereckt

## E Abbildungen Verlustenergiedichte

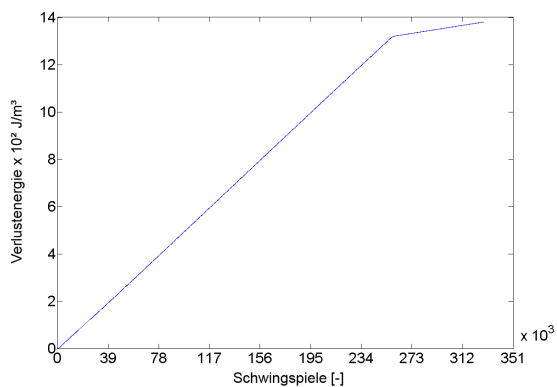


Abbildung 174: EN 1.4301 Verlustenergiedichte 5% vorgereckt, 2,2 ‰ Totaldehnungsamplitude

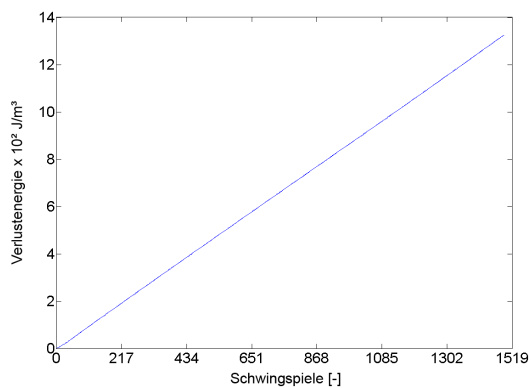


Abbildung 175: EN 1.4301 Verlustenergiedichte 5% gereckt, 8 ‰ Totaldehnungsamplitude

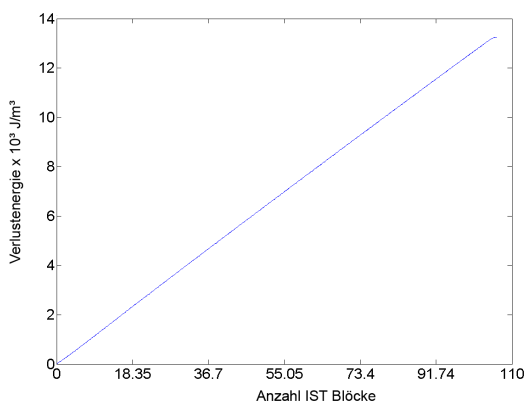


Abbildung 176: EN 1.4301: Verlustenergie 5% vorgereckt

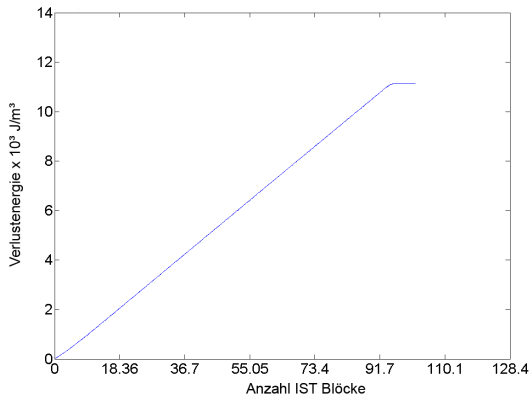


Abbildung 177: EN 1.4301: Verlustenergie 10% vorgerechnet

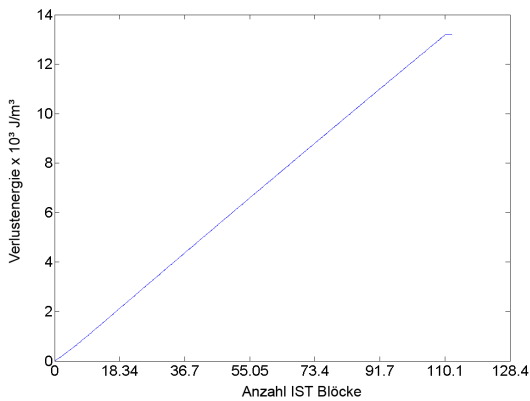


Abbildung 178: EN 1.4301: Verlustenergie 15% vorgerechnet



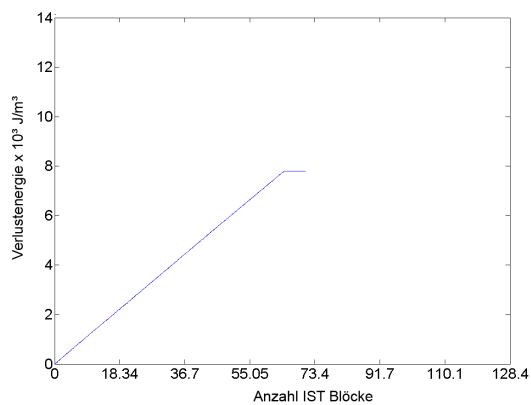


Abbildung 179: EN 1.4301: Verlustenergie 20% vorgerechnet

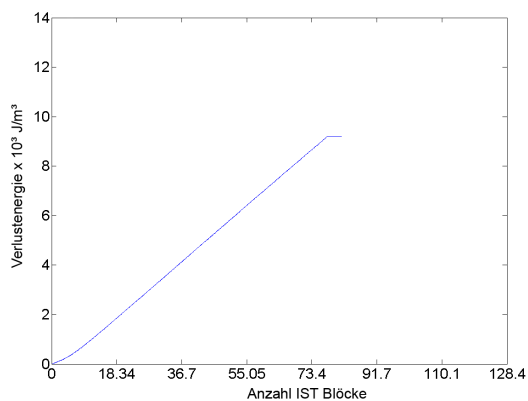


Abbildung 180: EN 1.4301: Verlustenergie 25% vorgerechnet

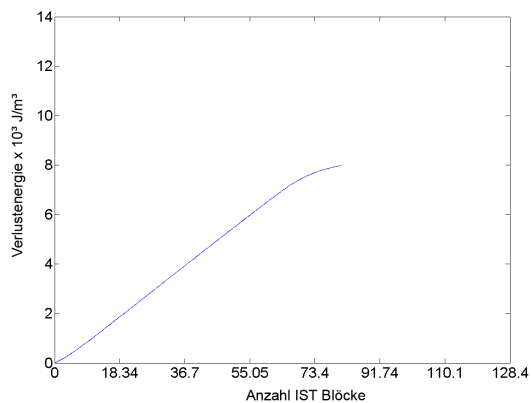


Abbildung 181: EN 1.4301: Verlustenergie 30% vorgerechnet

## F Umkehrpunktfolge IST

Tabelle 22: IST Umkehrpunkte und Frequenzen

Start [‰]	End [‰]	f [Hz]	Dauer [s]	Start [‰]	End [‰]	f [Hz]	Dauer [s]
0	8	0,1	5	0	0,2	2	0,25
8	-7,8	0,1	5	0,2	-0,4	2	0,25
-7,8	7,6	0,14	3,571	-0,4	0,6	2	0,25
7,6	-7,4	0,14	3,571	0,6	-0,8	2	0,25
-7,4	7,2	0,18	2,778	-0,8	1	2	0,25
7,2	-7	0,18	2,778	1	-1,2	2	0,25
-7	6,8	0,22	2,273	-1,2	1,4	2	0,25
6,8	-6,6	0,22	2,273	1,4	-1,6	2	0,25
-6,6	6,4	0,26	1,923	-1,6	1,8	2	0,25
6,4	-6,2	0,26	1,923	1,8	-2	2	0,25
-6,2	6	0,3	1,667	-2	2,2	1,7	0,294
6	-5,8	0,3	1,667	2,2	-2,4	1,7	0,294
-5,8	5,6	0,34	1,471	-2,4	2,6	1,4	0,357
5,6	-5,4	0,34	0,1471	2,6	-2,8	1,4	0,357
-5,4	5,2	0,38	1,316	-2,8	3	1,1	0,455
5,2	-5	0,038	1,316	3	3,2	1,1	0,455
-5	4,8	0,42	1,19	-3,2	3,4	0,8	0,625
4,8	-4,6	0,42	1,19	3,4	-3,6	0,8	0,625
-4,6	4,4	0,46	1,087	-3,6	3,8	0,5	1
4,4	-4,2	0,46	1,087	3,8	-4	0,5	1
-4,2	4	0,5	1	-4	4,2	0,46	1,087
4	-3,8	0,5	1	4,2	-4,4	0,46	1,087
-3,8	3,6	0,8	0,625	-4,4	4,6	0,42	1,19
3,6	-3,4	0,8	0,625	4,6	-4,8	0,42	1,19
-3,4	3,2	1,1	0,455	-4,8	5	0,38	1,316
3,2	-3	1,1	0,455	5	-5,2	0,38	1,316
-3	2,8	1,4	0,357	-5,2	5,4	0,34	1,471
2,8	-2,6	1,4	0,357	5,4	-5,6	0,34	1,471
-2,6	2,4	1,7	0,294	-5,6	5,8	0,3	1,667
2,4	-2,2	1,7	0,294	5,8	-6	0,3	1,667
-2,2	2	2	0,25	-6	6,2	0,26	1,923
2	-1,8	2	0,25	6,2	-6,4	0,26	1,923
-1,8	1,6	2	0,25	-6,4	6,6	0,22	2,273
1,6	-1,4	2	0,25	6,6	-6,8	0,022	2,273
-1,4	1,2	2	0,25	-6,8	7	0,18	2,778
1,2	-1	2	0,25	7	-7,2	0,18	2,778
-1	0,8	2	0,25	-7,2	7,4	0,14	3,571
0,8	-0,6	2	0,25	7,4	-7,6	0,14	3,571
-0,6	0,4	2	0,25	-7,6	7,8	0,1	5
0,4	-0,2	2	0,25	7,8	-8	0,1	5
-0,2	0	2	0,25	-8	0	0,1	5

# Formelverzeichnis

<i>Zeichen</i>	<i>Einheit</i>	<i>Beschreibung</i>
A	$mm^2$	Prüfquerschnitt
E	MPa	E-Modul
f	Hz	Frequenz
$\varepsilon$	-	Dehnung
$\varepsilon_{ae}$	%	elastische Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{ap}$	%	plastische Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{at}$	%	Totaldehnungsamplitude
$\varepsilon'_f$	-	zyklischer Duktilitätskoeffizient
$\sigma'_f$	MPa	zyklischer Spannungskoeffizient
K'	MPa	zyklischer Verfestigungskoeffizient
n'	-	zyklischer Verfestigungsexponent
b	-	zyklischer Spannungsexponent
c	-	zyklischer Duktilitätsexponent
$N_a$	-	Anrißschwingspielzahl
$R_\varepsilon$	-	Dehnungsverhältnis
$R_\sigma$	-	Spannungsverhältnis
$\sigma_a$	MPa	Spannungsamplitude
$\sigma_o$	MPa	Oberspannung
$R'_{p0,2}$	MPa	zyklische 0,2% Streckgrenze

# Abbildungsverzeichnis

1	Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die Martensitbildung [HSSS82] . . . . .	9
2	Einfluss der Beanspruchungsart auf die Martensitbildung [LK00] . . . . .	9
3	Wechselverformungskurve metastabiler austenitischer Stahl[Chr91] . . . . .	11
4	oben: Fließgrenze für Druck gegen Mikrohärt, unten: Änderung der magnetischen Anzeige nach Stauchversuch gegen Nickeläquivalent[Sch01] . . . . .	14
5	Ver- und Entfestigungsverhalten EN 1.4301 für Zug-Druckbelastung [Hil01] . . . . .	17
6	Vereinfachte Klassierung Cr-Ni-legierter Stähle, nach [Neb02] . . . . .	20
7	Modifikationen der chemischen Zusammensetzung von EN 1.4301 [MS05] . . . . .	24
8	Freie Energie- Temperatur Diagramm für Austenit und Martensit [Bas99] . . . . .	29
9	Zustandsschaubilder von a) Eisen-Chrom und b) Eisen-Nickel c) Fe-Cr-Ni [WkS85] . . . . .	38
10	Schema Dehnungswöhlerlinie [IMA10] . . . . .	43
11	Stabilisierte Hysterese (schematisch) [IMA10] . . . . .	44
12	plastischer Dehnungsanteil (schematisch), Koeffizienten [IMA10] . . . . .	46
13	Wechselverformungskurve, neutrales Werkstoffverhalten [IMA10] . . . . .	52
14	Vergleich HX180 mit und ohne Bake-Hardening Behandlung [VD110] . . . . .	55

15	Vergleich HX220 mit und ohne Bake-Hardening Behandlung [VD110] . . . . .	56
16	ZSDK aus IST FB-W600 für versch. Umformgrade [FAT] . . . . .	57
17	Wechselverformungskurve FB-W600 bei 8 ‰ Dehnungsamplitude, Einstufenversuch [FAT] . . . . .	57
18	LCF Probengeometrie, aus [VDE06] . . . . .	60
19	LCF Probe in Knickstütze . . . . .	60
20	Prüfstand LCF Versuche, hydraulisches Keilspannzeug	61
21	Dehnungs-Zeitverlauf Incremental Step Test [VDE06]	63
22	Umkehrpunkte IST [VDE06] . . . . .	64
23	Regressionskurve durch Umkehrpunkte ZSDK [IMA10]	65
24	EN 1.4301: ZSDK in Abhängigkeit der Vorreckung .	78
25	EN 1.4301: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, Einstufenversuche . . . . .	83
26	EN 1.4301: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, IST . . . . .	83
27	EN 1.4301: $R'_{p02}$ in Abhängigkeit der Vorreckung, Einstufenversuch . . . . .	84
28	EN 1.4301: $R'_{p02}$ in Abhängigkeit der Vorreckung, IST	84
29	Güte Vorhersagemodell Vorreckung EN 1.4301, IST .	86
30	Güte Vorhersagemodell Vorreckung EN 1.4301, Einstufenversuch . . . . .	87
31	Güte Vorhersage ZSDK für EN 1.4404 im Einstufenversuch . . . . .	89
32	Güte Vorhersage ZSDK für EN 1.4404 im IST . . . .	90
33	Güte Vorhersage ZSDK für EN 1.4571 im Einstufenversuch . . . . .	91
34	Güte Vorhersage ZSDK für EN 1.4571 im IST . . . .	92

35	EN 1.4301: Vergleich der DWL abhängig von der Vor- reckung . . . . .	95
36	EN 1.4404: Vergleich der DWL anhängig von der Vor- reckung . . . . .	97
37	EN 1.4571: Vergleich der DWL abhängig von der Vor- reckung . . . . .	98
38	EN 1.4031: ZSDK aus IST und Einstufenversuch, je- weils Anlieferungszustand . . . . .	101
39	EN 1.4301: ZSDK aus IST und Einstufenversuch, je- weils 10 % vorgereckt . . . . .	102
40	Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt 2.3‰	103
41	Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt 8‰	104
42	ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST . . . . .	106
43	ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 25% gereckt . . . . .	107
44	EN 1.4301 Polyfit: ZSDK Koeffizienten alle Vorre- ckungen . . . . .	109
45	EN 1.4404: Transienz abhängig von der Vorreckung, Einstufenversuche . . . . .	110
46	EN 1.4404: Transienz abhängig von der Vorreckung, IST . . . . .	110
47	EN 1.4301: Wechselverformungskurven, $\varepsilon_{pl} = 4 \text{ ‰}$ , verschiedene Vorreckungen . . . . .	112
48	EN 1.4301: Wechselverformungskurven, $\varepsilon_{pl} = 3 \text{ ‰}$ , verschiedene Vorreckungen . . . . .	114
49	EN 1.4301: Wechselverformungskurven, $\varepsilon_{pl} = 2 \text{ ‰}$ , verschiedene Vorreckungen . . . . .	115
50	Werkstoffprobe für Schliffbilder . . . . .	120

51	EN 1.4301: 0%, 10%, 15%, 20% Vorreckung, Stereo Aufnahme, 50-fache Vergrößerung mit Beraha 1 Ätzung, Ausgangszustand . . . . .	120
52	EN 1.4301: Keine Vorreckung, Einstufenversuch 8 ‰, Stereo Aufnahme, 5-fache Vergrößerung mit V2A Beize, links Ausgangszustand, rechts nach zyklischer Beanspruchung . . . . .	122
53	EN 1.4301: Keine Vorreckung, Einstufenversuch 8 ‰, Stereo Aufnahme, 50-fache Vergrößerung mit V2A Beize, links Ausgangszustand, rechts nach zyklischer Beanspruchung . . . . .	122
54	EN 1.4031: Keine Vorreckung, Einstufenversuch 8 ‰, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit BERAHA 1, links Ausgangszustand, rechts nach zyklischer Beanspruchung . . . . .	123
55	EN 1.4031: 15 ‰ vorgereckt, Einstufenversuch 8 ‰, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit V2A Beize, links Ausgangszustand, rechts nach zyklischer Beanspruchung . . . . .	124
56	EN 1.4301: 30% vorgereckt, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit Beraha, Ausgangszustand . . . . .	124
57	EN 1.4404: 0%, 10%, 15% und 20% Vorreckung, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit V2A Beize, Ausgangszustand . . . . .	125
58	EN 1.4404: 30% vorgereckt, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit BERAHA 2, Ausgangszustand . . . . .	126



59	EN 1.4571: 0%, 20% und 30% Vorreckung, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, mit BERAHA 2 Ätzung, Ausgangszustand . . . . .	126
60	EN 1.4571: 30% vorgereckt, Stereo Aufnahme, 20-fache Vergrößerung, geätzt mit V2A Beize, Ausgangszustand . . . . .	127
61	EN 1.4301: Martensitgehalt abhängig von Vergleichsumformgrad $\varphi_v$ . . . . .	128
62	EN 1.4404: Martensitgehalt abhängig vom Vergleichsumformgrad $\varphi_v$ . . . . .	129
63	EN 1.4571: Martensitgehalt abhängig von Vergleichsumformgrad $\varphi_v$ . . . . .	130
64	Energiebetrachtung Hysterese . . . . .	136
65	EN 1.4301 Verlustenergiedichte im Anlieferungszustand, 2 ‰ Totaldehnungsamplitude . . . . .	138
66	EN 1.4301 Verlustenergiedichte im Anlieferungszustand, 4 ‰ Totaldehnungsamplitude . . . . .	138
67	EN 1.4301 Verlustenergiedichte im Anlieferungszustand, 8 ‰ Totaldehnungsamplitude . . . . .	139
68	EN 1.4301: Verlustenergie im Anlieferungszustand .	142
69	EN 1.4301: Verlustenergie im Anlieferungszustand, Ausschnitt . . . . .	143
70	EN 1.4404: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, Einstufenversuche . . . . .	146
71	EN 1.4404: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, IST . . . . .	146
72	EN 1.4571: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, Einstufenversuche . . . . .	147

73	EN 1.4571: Abhängigkeit der zyklischen Koeffizienten von der Vorreckung, IST . . . . .	147
74	EN 1.4404: $R'_{p02}$ in Abhängigkeit von der Vorreckung, Einstufenversuch . . . . .	148
75	EN 1.4404: $R'_{p02}$ in Abhängigkeit von der Vorreckung, IST . . . . .	148
76	EN 1.4571: $R'_{p02}$ in Abhängigkeit von der Vorreckung, Einstufenversuche . . . . .	149
77	EN 1.4571: $R'_{p02}$ in Abhängigkeit von der Vorreckung, IST . . . . .	149
78	EN 1.4301 ZSDK Einstufenversuch, Anlieferungszu- stand . . . . .	151
79	EN 1.4301 DWL Einstufenversuch, Anlieferungszustand	151
80	EN 1.4301 ZSDK aus IST, Anlieferungszustand . . .	152
81	EN 1.4301 ZSDK Einstufenversuch, 5% gereckt . . .	154
82	EN 1.4301 DWL Einstufenversuch, 5% gereckt . . .	154
83	EN 1.4301 ZSDK aus IST, 5% gereckt . . . . .	155
84	EN 1.4301 ZSDK Einstufenversuch, 10% gereckt . .	157
85	EN 1.4301 DWL Einstufenversuch, 10% gereckt . . .	157
86	EN 1.4301 ZSDK aus IST, 10% gereckt . . . . .	158
87	EN 1.4301 ZSDK Einstufenversuch, 15% gereckt . .	160
88	EN 1.4301 DWL Einstufenversuch, 15% gereckt . . .	160
89	EN 1.4301 ZSDK aus IST, 15% gereckt . . . . .	161
90	EN 1.4301 ZSDK aus IST, 15% gereckt(2) . . . . .	162
91	EN 1.4301 ZSDK aus IST, 20% gereckt . . . . .	163
92	EN 1.4301 ZSDK aus IST, 25% gereckt . . . . .	164
93	EN 1.4301 ZSDK aus IST, 30% gereckt . . . . .	165
94	Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszu- stand 2‰ . . . . .	166

95	Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszu- stand 4‰ . . . . .	166
96	Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszu- stand 8‰ . . . . .	167
97	Wechselverformungskurve EN 1.4301 5% gereckt 2,4‰	168
98	Wechselverformungskurve EN 1.4301 5% gereckt 4‰	168
99	Wechselverformungskurve EN 1.4301 5% gereckt 8‰	169
100	Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt 2,3‰	170
101	Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt 8‰	170
102	Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt 2,4‰	171
103	Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt 4‰	171
104	Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt 8‰	172
105	Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszu- stand, 3‰plastische Dehnungsamplitude . . . . .	173
106	Wechselverformungskurve EN 1.4301 Anlieferungszu- stand, 4‰plastische Dehnungsamplitude . . . . .	174
107	Wechselverformungskurve EN 1.4301 5% gereckt, 2‰plastische Dehnungsamplitude . . . . .	174
108	Wechselverformungskurve EN 1.4301 5% gereckt, 3‰plastische Dehnungsamplitude . . . . .	175
109	Wechselverformungskurve EN 1.4301 5% gereckt, 4‰plastische Dehnungsamplitude . . . . .	175
110	Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt, 2‰plastische Dehnungsamplitude . . . . .	176
111	Wechselverformungskurve 10% gereckt, 3‰plastische Dehnungsamplitude . . . . .	176
112	Wechselverformungskurve EN 1.4301 10% gereckt, 4‰plastische Dehnungsamplitude . . . . .	177

113	Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt, 2% <sub>o</sub> plastische Dehnungsamplitude . . . . .	177
114	Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt, 3% <sub>o</sub> plastische Dehnungsamplitude . . . . .	178
115	Wechselverformungskurve EN 1.4301 15% gereckt, 4% <sub>o</sub> plastische Dehnungsamplitude . . . . .	178
116	EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST Anliefe- rungszustand . . . . .	179
117	EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 5% gereckt	180
118	EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 10% ger- eckt . . . . .	180
119	EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 15% ger- eckt . . . . .	181
120	EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 20% ger- eckt . . . . .	181
121	EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 25% ger- eckt . . . . .	182
122	EN 1.4301 Wechselverformungskurve IST 30% ger- eckt . . . . .	182
123	ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST . . . . .	183
124	Verlauf plastischer Dehnung und Oberspannung über Lebensdauer, IST . . . . .	184
125	ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 5% gereckt . . . . .	185
126	ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 10% gereckt . . . . .	186
127	ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 15% gereckt . . . . .	187

128	ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 20% gereckt . . . . .	188
129	ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 25% gereckt . . . . .	189
130	ZSDKs für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 30% gereckt . . . . .	190
131	ZSDK EN 1.4404 Einstufenversuch, Anlieferungszu- stand . . . . .	192
132	DWL EN 1.4404 Einstufenversuch, Anlieferungszustand	192
133	ZSDK EN 1.4404 IST, Anlieferungszustand . . . . .	193
134	ZSDK EN 1.4404 Einstufenversuch, 5% gereckt . . .	195
135	DWL EN 1.4404 Einstufenversuch, 5% gereckt . . .	195
136	ZSDK EN 1.4404 IST, 5% gereckt . . . . .	196
137	ZSDK EN 1.4404 Einstufenversuch, 10% gereckt . .	198
138	DWL EN 1.4404 Einstufenversuch, 10% gereckt . . .	198
139	ZSDK EN 1.4404 IST, 10% gereckt . . . . .	199
140	ZSDK EN 1.4404 Einstufenversuch, 15% gereckt . .	201
141	DWL EN 1.4404 Einstufenversuch, 15% gereckt . . .	201
142	ZSDK EN 1.4404 IST, 15% gereckt . . . . .	202
143	ZSDK für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, Anlieferungszustand . . . . .	203
144	ZSDK für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 5% gereckt . . . . .	204
145	ZSDK für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 10% gereckt . . . . .	205
146	ZSDK für 3 Auswertezeitpunkte über Lebensdauer IST, 15% gereckt . . . . .	206
147	Wechselverformungskurve EN 1.4404 aus IST, Anlie- ferungszustand . . . . .	207

148	Wechselverformungskurve EN 1.4404 aus IST, 5% gereckt . . . . .	208
149	Wechselverformungskurve EN 1.4404 aus IST, 10% gereckt . . . . .	209
150	Wechselverformungskurve EN 1.4404 aus IST, 15% gereckt . . . . .	210
151	Wechselverformungskurve EN 1.4404, Anlieferungszustand, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,2% . . . . .	211
152	Wechselverformungskurve EN 1.4404, Anlieferungszustand, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,4% . . . . .	211
153	Wechselverformungskurve EN 1.4404, Anlieferungszustand, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,6% . . . . .	212
154	Wechselverformungskurve EN 1.4404, Anlieferungszustand, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,8% . . . . .	212
155	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 5% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 2,3% . . . . .	213
156	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 5% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 4% . . . . .	213
157	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 5% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 8% . . . . .	214
158	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 10% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,23% . . . . .	214
159	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 10% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,4% . . . . .	215
160	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 10% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,6% . . . . .	215
161	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 10% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,8% . . . . .	216

162	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 15% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,23% . . . . .	216
163	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 15% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,4% . . . . .	217
164	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 15% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,6% . . . . .	217
165	Wechselverformungskurve EN 1.4404, 15% gereckt, Einstufenversuch $\varepsilon_t$ 0,8% . . . . .	218
166	EN 1.4571 ZSDK aus Einstufenversuch . . . . .	220
167	EN 1.4571 DWL aus Einstufenversuch . . . . .	220
168	EN 1.4571 ZSDK aus IST . . . . .	221
169	EN 1.4571 ZSDK aus IST, 5% gereckt . . . . .	222
170	EN 1.4571 ZSDK aus IST, 10% gereckt . . . . .	224
171	EN 1.4571 ZSDK Einstufenversuch, 15% gereckt . .	225
172	EN 1.4571 DWL Einstufenversuch, 15% gereckt . . .	226
173	EN 1.4571 ZSDK IST, 15% gereckt . . . . .	226
174	EN 1.4301 Verlustenergiedichte 5% vorgereckt, 2,2 ‰ Totaldehnungsamplitude . . . . .	227
175	EN 1.4301 Verlustenergiedichte 5% gereckt, 8 ‰ To- taldehnungsamplitude . . . . .	228
176	EN 1.4301: Verlustenergie 5% vorgereckt . . . . .	228
177	EN 1.4301: Verlustenergie 10% vorgereckt . . . . .	229
178	EN 1.4301: Verlustenergie 15% vorgereckt . . . . .	229
179	EN 1.4301: Verlustenergie 20% vorgereckt . . . . .	230
180	EN 1.4301: Verlustenergie 25% vorgereckt . . . . .	230
181	EN 1.4301: Verlustenergie 30% vorgereckt . . . . .	231

# Tabellenverzeichnis

1	Übersicht gängige CrNi Güten . . . . .	24
2	Werkstoffreaktionen zyklisch, nach [Bas99] . . . . .	50
3	Kennwerte der untersuchten Werkstoffe im Anlieferungs- zustand . . . . .	72
4	Umformgrade untersuchte Werkstoffe . . . . .	73
5	Zyklische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe, In- cremental Step Test . . . . .	76
6	zyklische Kennwerte untersuchter Werkstoffe aus Ein- stufenversuchen . . . . .	80
7	Messwerte Martensitgehalt EN 1.4301 (Vol.%) . . .	130
8	Messwerte Martensitgehalt EN 1.4404 (Vol.%) . . .	131
9	Messwerte Martensitgehalt EN 1.4571 (Vol.%) . . .	131
10	Versuchspunkte EN 1.4301 Anlieferungszustand . . .	150
11	Versuchspunkte EN 1.4301 5% gereckt . . . . .	153
12	Versuchspunkte EN 1.4301 10% gereckt . . . . .	156
13	Versuchspunkte EN 1.4301 15% gereckt . . . . .	159
14	Versuchspunkte EN 1.4404 Anlieferungszustand . . .	191
15	Versuchspunkte EN 1.4404 5% gereckt . . . . .	194
16	Versuchspunkte EN 1.4404 10% gereckt . . . . .	197
17	Versuchspunkte EN 1.4404 15% gereckt . . . . .	200
18	Versuchspunkte EN 1.4571 Anlieferungszustand . . .	219
19	Versuchspunkte EN 1.4571 5% gereckt . . . . .	222
20	Versuchspunkte EN 1.4571 10% gereckt . . . . .	223
21	Versuchspunkte EN 1.4571 15% gereckt . . . . .	225
22	IST Umkehrpunkte und Frequenzen . . . . .	232



## Literatur

- [Bas10] BASQUIN, O.H.: The exponential law of endurance tests, American Society Test. In: *Materials Proc.* 10 (1910), S. 625–630
- [Bas99] BASSLER, H.J.: Wechselverformungsverhalten und verformungsinduzierte Martensitbildung bei dem metastabilen austenitischen Stahl X6CrNiTi1810 / Lehrstuhl für Werkstoffkunde, TU Kaiserslautern. 1999 (Band 6). – Forschungsbericht
- [BH05] BARGEL H., Schulze G.: *Werkstoffkunde*. 2005
- [BP73] BATHIAS, C. ; PELLOUX, R.M.: Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steel. In: *Metallurgical Transactions* 4 (1973), S. 1265–1273
- [BP77] BAUDRY, G. ; PINEAU, A.: Influence of strain-induced martensitic transformation on the low-cycle fatigue behaviour of a stainless steel. In: *Mat. Sc. Eng.* 28 (1977), S. 229–242
- [CA74] CHANTANI, G. R. ; ANTOLOVICH, S. D.: Low-cycle fatigue strength of a high strength metastable austenitic steel. In: *Metallurgical Transactions* (1974), S. 219–229
- [Chr91] CHRIST, H. J.: *Wechselverformung von Metallen*. Springer Verlag, 1991
- [Cof54] COFFIN, L.F.: A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. In: *Trans. ASME* (1954), Nr. 76, S. 931–950

- [CPZ71] CHANANI, G. R. ; PARKER, R. ; ZACKAY, V. F.: Tensile properties of 0.05 to 0.20% C Trip steels. In: *Metallurgical Transactions* (1971), S. 133–139
- [DR07] D. RADAJ, M. V.: *Ermüdungsfestigkeit - Grundlagen für Ingenieure*. Springer Verlag, 2007
- [Eck90] ECKSTEIN, H. J.: *Korrosion nichtrostender Stähle*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1990
- [FAT] FORSCHUNGSVEREINIGUNG AUTOMOBILTECHNIK E.V. (FAT): Nutzung des Leichtbaupotentials von höchstfesten Stahlfeinblechen durch die Berücksichtigung von Fertigungseinflüssen auf die Festigkeitseigenschaften. – Forschungsbericht
- [Hat04] HATSCHER, A.: *Abschätzung der zyklischen Kennwerte von Stählen*, TU-Clausthal, Diss., 2004
- [Hil01] HILLERT, R. ; AACHEN, Dissertation (Hrsg.): *Austenitische Stähle bei ein- und zweiachsiger plastischer Wechselbeanspruchung*. Shaker Verlag, 2001
- [HMK89] HUANG, G. L. ; MATLOCK, D. K. ; KRAUSS, G.: Martensite Formation, Strain Rate Sensitivity and Deformation Behaviour of Type 304 Stainless Steel. In: *Metallurgical Transactions* 20A (1989), S. 1239–1246
- [HSS82] HECKER, S. S. ; SMITH, J. L. ; STAUDHAMMER, K. P. ; STOUT, M. G.: Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel. In: *Metallurgical Transactions* (1982), S. 619–626

- [HZS06] HATSCHER, A. ; ZENNER, H. ; SEEGER, T.: Abschätzung von zyklischen Kennwerten - Erweiterung und Vergleich bisheriger Ansätze / DVM: Werkstoffkennwerte: Basis für Bauteilauslegung und Simulation. 2006. – Forschungsbericht
- [IMA10] IMAB: *Vorlesungsunterlagen des Instituts für Maschinelle Anlagentechnik und Betriebsfestigkeit, TU-Clausthal*. 2010
- [KZ98] KALETA, J. ; ZIETEK, G.: Representation of cyclic properties of austenitic steels with plasticity induced martensitic transformation. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 21 (1998), S. 955–964
- [LK00] LEBEDEV, A. A. ; KOSARCHUK, V. V.: Influence of phase transformation on the mechanical properties of austenitic stainless steels. In: *International Journal of Plasticity* (2000), S. 749–767
- [LSL09] LO, K.H. ; SHEK, C.H. ; LAI, J.K.L.: Recent developments in stainless steels. In: *Materials Science and Engineering* R65 (2009), S. 39–104
- [Man65] MANSON, S.S.: Fatigue: A complex subject - some simple approximations. In: *Experimental Mechanics* 5 (1965), Nr. 7, S. 45–87
- [Mas00] MASENDORF, R.: *Einfluss der Umformung auf die zyklischen Kennwerte von Feinblech*, TU-Clausthal, Diss., 2000

- [MDBM93] MAIER, H.J. ; DONT, B. ; BAYERLEIN, M. ; MUGHRA-BI, H.: Strength enhancement of 304L stainless steel by fatigue-induced low-temperature martensitic transformation. In: *Fatigue 93* (1993)
- [Mun84] *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*. G. Munz, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, 1984
- [MZ07] MROZ, Z. ; ZIETEK, G.: Modeling of cyclic hardening of metals coupled with martensitic transformation. In: *Arch. Mech.* 59 (2007), S. 3–20
- [NAUT10] NAKAJIMA, M. ; AKTIA, M. ; UEMATSU, Y. ; TOKAJI, K.: Effect of strain-induced martensitic transformation on fatigue behaviour of type 304 stainless steel. In: *Procedia Engineering* 2 (2010), S. 323–330
- [Neb02] NEBEL, T. ; EIFLER, D. (Hrsg.): Verformungsverhalten und Mikrostruktur zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle / Lehrstuhl für Werkstoffkunde, TU Kaiserslautern. Lehrstuhl für Werkstoffkunde, 2002 (9). – Forschungsbericht
- [Neu61] NEUBER, H.: Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law. In: *Trans. ASME Journal of Applied Mechanics* 28 (1961)
- [RO43] RAMBERG, W. ; OSGOOD, W.R.: Description of stress-strain curves by three parameters / NACA. 1943 (902). – Technical Report

- [RP96] RAMAN, S. G. ; PADMANABHAN, K. A.: Effect of prior cold work on the room temperature low-cycle fatigue behaviour of AISI 304LN stainless steel. In: *International Journal of Fatigue* 18 (1996), S. 71–79
  
- [Sch01] SCHOSS, V.: *Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edelstähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen*, TU Freiberg, Diplomarbeit, 2001
  
- [Sma05] SMAGA, M. ; EIFLER, D. (Hrsg.): Experimentelle Untersuchung der Mikrostruktur sowie des Verformungs- und Umwandlungsverhaltens zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle / Lehrstuhl für Werkstoffkunde, TU Kaiserslautern. 2005. (Werkstoffkundliche Berichte). – Forschungsbericht
  
- [SMH83] STAUDTHAMMER, K. ; MUSS, L. ; HECKER, S.: Nucleation and evolution of strain-induced martensitic embryos and substructure in stainless steel: A transformation electron microscopy study. In: *Acta. Metall.* (1983), S. 267–274
  
- [Sta70] STAHLWERKE SÜDWESTFALEN AG (Hrsg.): *Rost- und säurebeständige Stähle.* -: Stahlwerke Südwestfalen AG, 1970
  
- [SWE08] SMAGA, M. ; WALTHER, F. ; EIFLER, D.: Deformation induced martensitic transformation in metastable austenitic steels. In: *Materials Science and Engineering* 483-484 (2008), S. 394–397

- [SWT70] SMITH, K. N. ; WATSON, P. ; TOPPER, T. H.: A stress-strain function for the fatigue of metals. In: *Journal of Materials* 4 (1970), S. 767–778
  
- [VD110] STAHLINSTITUT VDEH: Abschlussbericht Forschungsvorhaben P744: Validierung und Erweiterung von Berechnungsmethoden für die Blechumformung, Betriebsfestigkeits- und Craschauslegung im Fahrzeugbau mit Stahl. 2010. – Forschungsbericht
  
- [VDE06] VDEH, Stahlinstitut: *Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Feinblechen aus Stahl für die CAE-Berechnung, Stahl Eisen Prüfblatt SEP1240*. 1. Ausgabe, 2006
  
- [Wag07] WAGENER, R. ; ESDERTS, A. (Hrsg.): Zyklisches Werkstoffverhalten bei konstanter und variabler Beanspruchungsamplitude / Institut für Maschinelle Anlagentechnik und Betriebsfestigkeit, TU Clausthal. 2007. (Dissertation). – Forschungsbericht
  
- [Wei11] WEILANDT, K. ; BEHRENS, B.-A. (Hrsg.): *Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Martensitbildung unter quasistatischer und zyklischer Belastung*. Berichte aus dem IFUM, 2011
  
- [Wöh70] WÖHLER, A.: Über die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl. In: *Z. f. Bauwesen* 20 (1870), S. 73–106
  
- [Wik13] WIKIPEDIA.DE: Austenit. (2013)

- [WkS85] *Werkstoffkunde Stahl Band 2: Anwendungen.* Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer Verlag, 1985
- [WM06] WAGENER, R. ; MASENDORF, R.: PuD-S Anahng Incremental Step Test. (2006)